

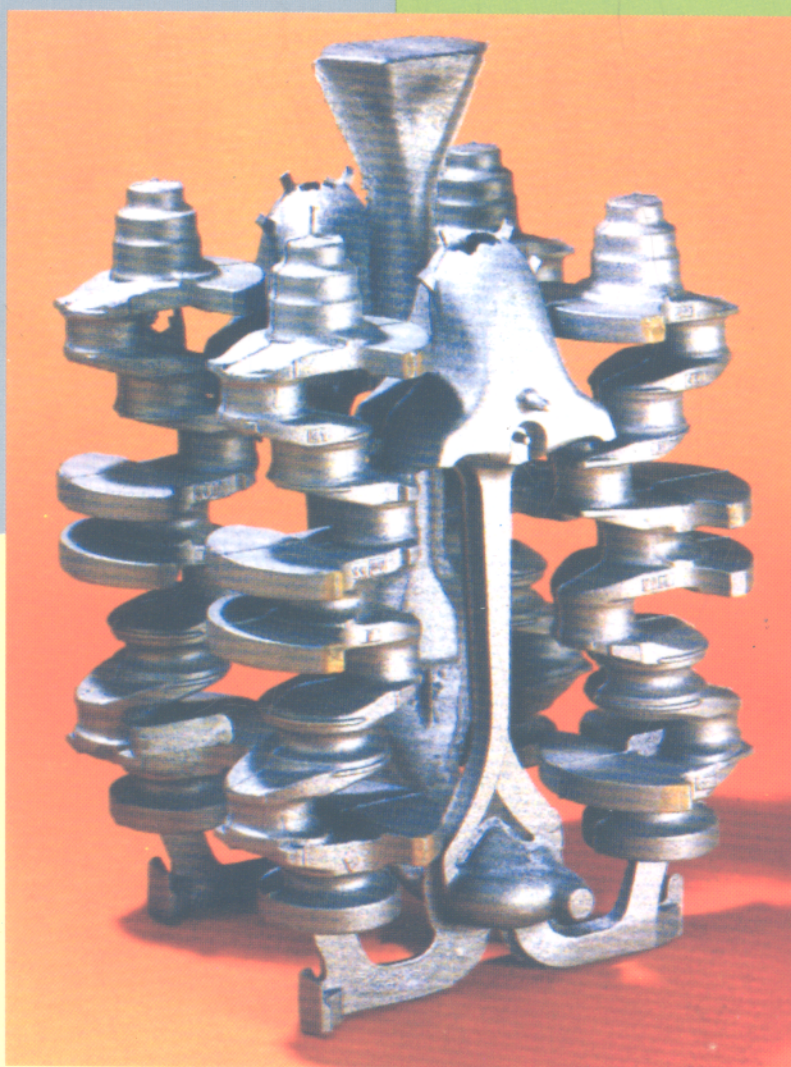


1956 - 2006

TRƯỜNG ĐẠI HỌC BÁCH KHOA HÀ NỘI
50 NĂM XÂY DỰNG VÀ PHÁT TRIỂN

NGUYỄN HỮU DŨNG

HỢP KIM ĐÚC



NHÀ XUẤT BẢN KHOA HỌC VÀ KỸ THUẬT

TRƯỜNG ĐẠI HỌC BÁCH KHOA HÀ NỘI
50 NĂM XÂY DỰNG VÀ PHÁT TRIỂN

NGUYỄN HỮU DŨNG

HỢP KIM ĐÚC



NHÀ XUẤT BẢN KHOA HỌC VÀ KỸ THUẬT
HÀ NỘI

LỜI NÓI ĐẦU

Cùng với sự phát triển như vũ bão của khoa học kỹ thuật, khoa học về luyện kim nói chung và khoa học về kỹ thuật đúc nói riêng cũng đã có những chuyển biến bất kịp những tiến bộ đó. Trí tuệ con người đã sáng tạo ra những vật liệu đặc biệt như vật liệu nhớ hình, vật liệu siêu dẫn, siêu dẻo... Lĩnh vực vật liệu nano và ứng dụng của nó cũng đã và đang trở thành mối quan tâm của nhiều ngành kỹ thuật.

Việc tạo hình chi tiết trong công nghệ vật liệu cũng đã có những tiến bộ vượt bậc. Ngoài những phương pháp tạo hình cổ điển như: đúc, cán, hàn, rèn... đã xuất hiện những phương pháp "giao thoa" của những công nghệ trên như: đúc dập lòng, đúc bán lòng, đúc hút chân không... đã và đang mang lại những hiệu quả kinh tế kỹ thuật cao. Bên cạnh những vật liệu kim loại truyền thống, bằng phương pháp biến tính và hợp kim hóa đã chế tạo được những vật liệu có những tính chất ưu việt, hơn hẳn những vật liệu ban đầu.

Nắm vững và điều khiển các tính chất vật liệu đúc theo yêu cầu là nhiệm vụ vô cùng quan trọng của những cán bộ kỹ thuật đúc. Cuốn sách này nhằm giới thiệu một số hợp kim đúc tiêu biểu và những nguyên lý chung nhất của kỹ thuật hợp kim hoá và kỹ thuật biến tính vật liệu kim loại, giúp cho người đọc nắm được các phương pháp nấu luyện, chế tạo, gia công và sử dụng các kim loại và hợp kim đúc phổ thông hiện nay. Trong quá trình biên soạn, tác giả đã cố gắng kết hợp những kiến thức kinh điển với những thành tựu mới để cập nhật kiến thức cho cán bộ và sinh viên đang làm việc trong lĩnh vực công nghệ vật liệu.

Trong quá trình biên soạn chắc chắn còn có nhiều thiếu sót, rất mong được sự góp ý của các bạn đồng nghiệp. Mọi góp ý xin gửi về:

Bộ môn Vật liệu và Công nghệ Đúc, Trường Đại học Bách khoa Hà Nội.

Số 1 Đại Cồ Việt, Hà Nội.

Xin chân thành cảm ơn.

Tác giả

MỤC LỤC

	Trang
Lời nói đầu	3
Mục lục	5

Chương 1. TÍNH ĐÚC CỦA KIM LOẠI

1.1. Cấu trúc của kim loại lỏng.....	9
1.2. Những tính chất vật lý của kim loại lỏng.....	11
1.2.1. Sức căng bề mặt và góc thấm ướt	11
1.2.2. Độ sệt	16
1.2.3. Độ chảy loãng và khả năng điền đầy khuôn.....	21
1.3. Sự hình thành lõm co	25
1.3.1. Bản chất của quá trình co	25
1.3.2. Phương trình toán học biểu diễn hình dáng lõm co.....	27
1.3.3. Xốp co	29
1.4. Ứng suất trong vật đúc	30
1.4.1. Khái niệm chung	30
1.4.2. Nguyên nhân và phân loại ứng suất hình thành trong vật đúc	33
1.4.3. Những loại ứng suất hình thành trong vật đúc	34
1.4.4. Tác dụng tổng hợp của các ứng suất hình thành trong vật đúc	39
1.4.5. Ứng suất trong tiết diện thành dày vật đúc	40
1.4.6. Các khuyết tật đúc hình thành do ứng suất.....	41
1.4.7. Các yếu tố ảnh hưởng đến ứng suất trong vật đúc	42
1.4.8. Biện pháp làm giảm ứng suất dư trong vật đúc.....	44

Chương 2. GANG ĐÚC

2.1. Giàn đồ trạng thái và tổ chức.....	47
2.1.1. Giàn đồ trạng thái.....	47
2.1.2. Các yếu tố ảnh hưởng đến cấu tạo giàn đồ trạng thái	52
2.1.3. Kết tinh của gang và lý thuyết graphit hoá	54

2.2. Tính chất của gang.....	76
2.2.1. Tính đúc.....	76
2.2.2. Tính chất cơ học.....	81
2.2.3. Các tính chất khác.....	88
2.3. Biến tính gang xám.....	92
2.3.1. Nguyên lý biến tính.....	92
2.3.2. Biến tính graphit hoá.....	93
2.4. Các loại gang đúc và lĩnh vực sử dụng.....	99
2.4.1. Gang xám.....	99
2.4.2. Gang trắng và gang biến trắng.....	104
2.4.3. Gang cầu.....	108
2.4.4. Gang giun.....	131
2.4.5. Gang dẻo.....	134
2.4.6. Gang hợp kim.....	139
2.5. Nhiệt luyện gang.....	151
2.5.1. Nguyên tắc chung.....	151
2.5.2. Các hình thức nhiệt luyện gang.....	153

Chương 3. THÉP ĐÚC

3.1. Tính chất của thép đúc.....	157
3.1.1. Độ chảy loãng của thép.....	157
3.1.2. Co của thép đúc.....	160
3.1.3. Xốp tế vi trong vật đúc thép.....	162
3.1.4. Nứt nóng trong vật đúc thép.....	164
3.1.5. Lưu huỳnh và oxy trong thép.....	165
3.1.6. Tính chất từ của thép đúc.....	167
3.1.7. Biến tính thép.....	168
3.2. Sự hình thành tổ chức và tính chất của thép hợp kim.....	169
3.2.1 Tổ chức thép đúc.....	169
3.2.2. Hợp kim hoá.....	171
3.3. Một số loại thép đúc.....	179
3.3.1. Thép đúc không hợp kim.....	179
3.3.2. Thép đúc hợp kim thấp.....	184
3.3.3. Thép đúc làm việc trong điều kiện chịu mài mòn.....	197
3.3.4. Thép đúc chịu ăn mòn ở nhiệt độ thường và nhiệt độ cao.....	202

Chương 4. NHÔM ĐÚC

4.1. Nhôm và hợp kim nhôm	227
4.1.1. Tính chất nhôm sạch.....	227
4.1.2. Phân loại hợp kim nhôm	228
4.2. Hợp kim nhôm - silic (silumin)	230
4.2.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức.....	230
4.2.2. Ảnh hưởng của một số nguyên tố chính tới tổ chức và tính chất của silumin	233
4.2.3. Tính chất chung của silumin	235
4.2.4. Biến tính silumin	241
4.3. Hợp kim nhôm - đồng	260
4.3.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức.....	260
4.3.2. Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất.....	261
4.3.3. Tính chất của hợp kim Al-Cu và lĩnh vực sử dụng	262
4.4. Hợp kim nhôm - magiê.....	263
4.4.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức.....	263
4.4.2. Tính chất của hợp kim nhôm - magiê.....	264
4.4.3. Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất.....	267
4.5. Hợp kim nhôm kẽm.....	269
4.6. Nhôm bột.....	270

Chương 5. ĐỒNG ĐÚC

5.1. Đồng và hợp kim đồng	274
5.1.1. Tính chất của đồng nguyên chất.....	274
5.1.2. Phân loại đồng và hợp kim đồng	275
5.2. Đồng thau	276
5.2.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức.....	276
5.2.2. Ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim đến tính chất của đồng thau	277
5.2.3. Tính chất của đồng thau	278
5.2.4. Một số mác đồng thau tiêu biểu.	281
5.3. Đồng thanh	285
5.3.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức.....	285
5.3.2. Tính chất đồng thanh thiếc	287
5.3.3. Ảnh hưởng của nguyên tố hợp kim và tạp chất	290
5.3.4. Các loại đồng thanh khác	291

Chương 6. CÁC HỢP KIM ĐÚC KHÁC

6.1. Titan và hợp kim titan.....	301
6.2. Magiê và hợp kim magiê	313
6.3. Niken và hợp kim niken.....	325
6.4. Kẽm và hợp kim kẽm.....	330

Chương 7. HỢP KIM MÀU CHỊU MÀI MÒN

7.1. Khái niệm về ma sát và mài mòn.....	335
7.2. Yêu cầu đối với vật liệu chịu mài mòn làm hợp kim lót trục	337
7.3. Các loại hợp kim lót trục	340
7.3.1. Hợp kim lót trục trên cơ sở thiếc (bacbit).....	340
7.3.2. Hợp kim lót trục đồng – chì.....	345
7.3.3. Hợp kim lót trục trên cơ sở nhôm.....	348
Tài liệu tham khảo.....	351

Chương 1

TÍNH ĐÚC CỦA KIM LOẠI

1.1. CẤU TRÚC CỦA KIM LOẠI LỎNG

Kim loại lỏng có thể tích không đổi, nhưng hình dạng bên ngoài lại thay đổi theo vật chứa nó. Sau khi đông đặc và nguội thì vật đúc có hình dạng và thể tích riêng. Thể tích không đổi và sự liên kết thành dòng chảy của kim loại lỏng chứng tỏ rằng, giữa các nguyên tử hay giữa các phân tử của kim loại lỏng vẫn có lực liên kết lớn.

Khi kim loại ở trạng thái nóng chảy (lỏng), lực liên kết tương tác giữa các nguyên tử hoặc ion không biến mất hoàn toàn. Có những nguyên tử mất liên kết với một nguyên tử này, nhưng lại liên kết mạnh hơn với các nguyên tử còn lại bên cạnh (hình 1.1), hiện tượng đó tạo nên lỗ hổng trong kim loại lỏng. Mỗi liên kết giữa các nguyên tử giảm mạnh khi nhiệt độ đạt gần điểm bay hơi của kim loại. Trong lĩnh vực kỹ thuật đúc, các hợp kim đúc được nấu chảy và tinh luyện ở trong vùng nhiệt độ xác định lớn hơn điểm nóng chảy.

Khi so sánh và xem xét tính chất vật lý của hợp kim ở gần điểm nóng chảy, người ta đã rút ra những đặc điểm sau:

- Ẩn nhiệt nóng chảy của kim loại rất nhỏ so với nhiệt hóa hơi.
- Sự khác nhau về trọng lượng riêng giữa kim loại lỏng và kim loại rắn là không đáng kể.

- Độ dẫn điện, độ dẫn nhiệt và tỷ nhiệt giữa hai pha rắn-lỏng gần giống nhau.

Qua những đặc điểm trên và kết quả nghiên cứu tổ chức nhiều xạ ronghen cho ta dự đoán rằng, cấu trúc của kim loại lỏng và đặc là gần giống nhau.

Lý thuyết trật tự bên trong của kim loại lỏng

Đến nay đã có nhiều lý thuyết về trật tự sắp xếp những phần tử cơ bản của kim loại lỏng. Trong số những thuyết đó, thì lý thuyết đám đông – lý thuyết Cibotaxie - được nhiều người chấp nhận. Theo lý thuyết này, trong kim loại lỏng có thể chia thành những cụm nguyên tử khác nhau. Các nhóm phần tử kim loại lỏng này đều có trật tự sắp xếp gần giống như mạng tinh thể ở trạng thái rắn. Nhưng các nhóm đó thể hiện khác nhau trong bể kim loại lỏng: *trật tự* và *độ lớn* của nó thay đổi lẫn nhau; chúng hình thành ở chỗ này nhưng lại tan biến ở chỗ khác. Lý thuyết này gần với lý thuyết Frenkel - gọi là lý thuyết lỗ hổng của cấu trúc kim loại lỏng. Theo Frenkel, gần nhiệt độ nóng chảy thì khoảng cách giữa các ion dần rộng ra và từ đó lỗ hổng được tạo thành. Mặc dầu vậy, vẫn tồn tại lực liên kết xác định giữa các ion. Lực liên kết giữa các nguyên tử - ion chỉ giảm nhẹ khi kim loại chuyển từ trạng thái rắn sang trạng thái lỏng. Ngược lại, lực liên kết giữa các nguyên tử giảm rất mạnh, khi kim loại lỏng chuyển sang trạng thái hơi.

Những lỗ hổng ở vị trí này trong kim loại lỏng biến mất trong chốc lát; đồng thời khi đó lại xuất hiện lỗ hổng mới cùng loại ở vị trí khác trong kim loại lỏng. Số lỗ hổng tức thời phụ thuộc vào nhiệt độ và được xác định theo công thức sau:

$$N' = N \exp(-U_0/kT), \quad (1.1)$$

trong đó: N' - số lỗ hổng tức thời; N - số lượng ion trong kim loại lỏng; U_0 - nội năng cần thiết để hình thành lỗ hổng không cần áp lực bên ngoài, J ; k - hằng số Boltzmann, J/K ; T - nhiệt độ, K .

Sự xuất hiện nhiều lỗ hổng trong kim loại lỏng làm tăng thể tích của kim loại lỏng so với thể tích của nó ở trạng thái rắn. Phần tăng thể tích của kim loại lỏng theo nhiệt độ được thể hiện bằng phương trình sau:

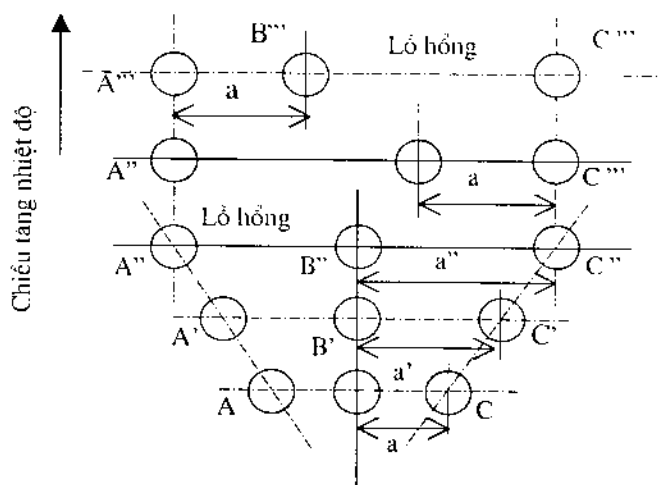
$$\Delta V = V - V_0 = N \cdot v_0 \exp\left(-\frac{U_0 + p \cdot v_0}{kT}\right) \quad (1.2)$$

Thay giá trị $N \exp(-U_0/kT) = N'$ vào phương trình (1.2), ta có:

$$\Delta V = N' \cdot v_0 \exp\left(-\frac{p \cdot v_0}{kT}\right), \quad (1.3)$$

trong đó: ΔV - gia số tăng thể tích; V_0 - thể tích ban đầu của kim loại (trạng thái rắn), m^3 ; V - thể tích kim loại lỏng có chứa lỗ hổng, m^3 ; p - áp suất bên ngoài, $N.m^{-2}$; v_0 - thể tích một lỗ hổng, m^3 .

Đây là *phương trình trạng thái* của chất lỏng.



Hình 1.1. Sơ đồ thể hiện sự hình thành lỗ hổng trong kim loại lỏng

Hình 1.1 thể hiện sự dao động của ion theo nhiệt độ của kim loại và quá trình tạo lỗ hổng trong kim loại lỏng. Ở nhiệt độ thường, các nguyên tử hoặc ion nằm cách nhau một khoảng là a . Khi nhiệt độ tăng lên, khoảng cách đó cũng tăng lên thành a' và a'' tương ứng. Khả năng dao động xung quanh vị trí cân bằng của nguyên tử B sẽ tăng lên, sẽ có lúc nguyên tử B sẽ bị hút về phía nguyên tử C mạnh hơn và tạo thành khoảng cách lớn hơn về phía nguyên tử A, khoảng cách A-B sẽ lớn lên cùng nhiệt độ và đạt đến giá trị lỗ hổng trong kim loại lỏng. Lý thuyết về cấu trúc kim loại lỏng nêu trên chưa chú ý đến ảnh hưởng của tạp chất tồn tại trong kim loại. Sự tồn tại tạp chất trong kim loại làm thay đổi tính chất của kim loại lỏng, thí dụ như: độ set, sức căng bề mặt v.v.

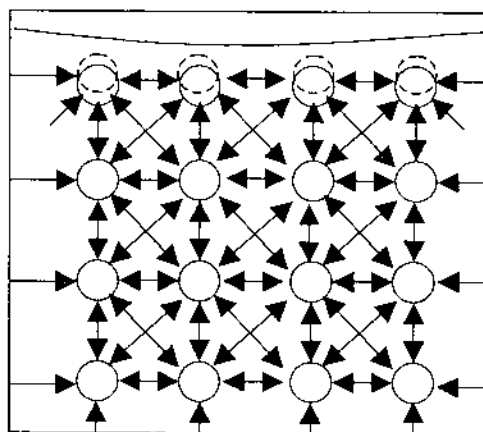
Tóm lại, giữa trạng thái khí và trạng thái rắn của kim loại có giới hạn phân biệt rõ rệt. Nhưng giữa trạng thái rắn và trạng thái lỏng người ta khó tìm ra một trạng thái giới hạn. Điều đó chứng tỏ kim loại lỏng và rắn có cấu trúc gần giống nhau.

1.2. NHỮNG TÍNH CHẤT VẬT LÝ CỦA KIM LOẠI LỎNG

1.2.1. Sức căng bề mặt và góc thấm ướt

Sức căng bề mặt có ý nghĩa rất quan trọng đối với sản xuất đúc nói chung và đặc biệt quan trọng khi chế tạo vật đúc thành mỏng. Sức căng bề mặt được tạo ra do lực liên

kết không cân bằng giữa các phân tử nằm trên bề mặt kim loại lỏng. Những phân tử này tiếp xúc với pha khí của môi trường, nhưng không tác dụng với môi trường (hình 1.2). Ngoài ra, những phân tử đó không có mối liên kết cân bằng với các phân tử lân cận về phía trong của kim loại lỏng. Do vậy, hiện tượng đó làm xuất hiện những lực vuông góc với bề mặt kim loại lỏng, hướng vào phía trong và tạo ra áp lực vào lớp trong nằm sát dưới bề mặt kim loại lỏng, áp lực



Hình 1.2. Minh họa sức căng bề mặt chất lỏng

đó giảm dần về phía trong. Bên trong kim loại lỏng, các lực tác dụng lên phân tử kim loại đều bằng nhau. Như vậy tổng hợp các lực đó bằng 0. Còn ở bề mặt kim loại lỏng, nơi mà các phân tử kim loại tiếp xúc với môi trường - không khí, các lực tác dụng lên phân tử kim loại là không cân bằng. Kết quả là, các phân tử ở bề mặt bị kéo vào bên trong kim loại lỏng do lực liên kết giữa kim loại lỏng và môi trường - không khí không có hoặc quá nhỏ. Điều đó làm cho bề mặt kim loại lỏng lõm vào phía trung tâm.

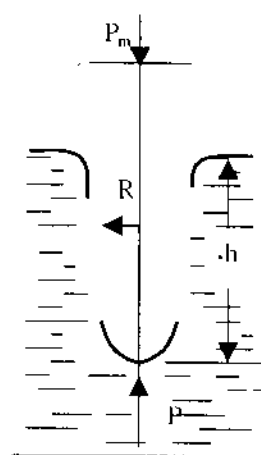
Để làm tăng bề mặt kim loại lỏng, cần phải tiêu tốn một công để thắng lực phân tử bên trong gây ra ứng suất, tức là cần một công để làm tăng một đơn vị diện tích bề mặt. Sức căng bề mặt σ_p là lực tiếp tuyến tác dụng trong bề mặt kim loại (dF) vuông góc với chiều dài cắt (dl) trong bề mặt đó.

$$\sigma_p = \frac{dF}{dl} \quad [N/m] \quad (1.4)$$

Sau đây trình bày những phương pháp đo sức căng bề mặt.

- Phương pháp thủy tĩnh:

Do kim loại lỏng có nhiệt độ cao, cho nên việc sử dụng phương pháp này là thích hợp nhất. Đây là phương pháp áp lực cực đại trong bột khí (hình 1.3). Quá trình đo được bắt đầu bằng cách nhúng ống thạch anh vào kim loại lỏng, tiếp theo, thổi khí argon vào ống rồi tăng dần áp lực



Hình 1.3. Phương pháp áp lực cực đại trong bột khí

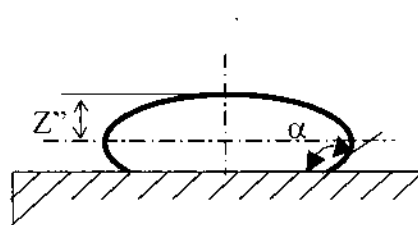
khí. Người ta có thể đọc được áp lực đó trên đồng hồ. Tại phía đầu ống được nhúng vào kim loại lỏng có xuất hiện sự hình thành bọt khí. Bọt khí lớn dần lên đến khi áp lực trong đó đạt giá trị P_m . Giá trị áp lực P_m cân bằng với áp lực thủy tĩnh P_h và áp lực mao dẫn P_k . Nghĩa là: $P_m = P_k + P_h = 2\sigma_p/R + h.\rho.g$, (1.5)

trong đó: σ_p - sức căng bề mặt, N/m; R - bán kính ống thạch anh, m; P_m - áp lực cực đại của khí thổi, N/m²; h - chiều cao phần ống thạch anh chìm trong kim loại lỏng, m; ρ - khối lượng riêng của kim loại, kg/m³; g - gia tốc trọng trường, m/s².

Từ phương trình (1.5), rút ra:

$$\sigma_p = \frac{R}{2(P_m - h.\rho.g)} \quad (1.6)$$

Nếu áp lực khí lớn hơn P_m thì bọt khí ở đầu ống thạch anh tan vỡ, điều này nhận biết được qua sự giảm đột ngột áp lực khí trên đồng hồ đo. Phương pháp này có ưu điểm là dễ sử dụng, nhưng nó có nhược điểm là khó nhận biết một cách chính xác là bọt khí tan vỡ vòng trong hay vòng ngoài, nếu như các đầu ống thạch anh không được mài gia công chính xác.



Hình 1.4. Phương pháp giọt kim loại lỏng

Ngoài phương pháp nêu trên còn có phương pháp đo kích thước giọt kim loại lỏng. Hình dạng bên ngoài của giọt kim loại lỏng là kết quả tác dụng của hai thành phần: trọng lực và sức căng bề mặt. Sức căng bề mặt tác dụng làm cho giọt kim loại lỏng có dạng tròn, trong khi trọng lực có xu hướng làm cho giọt kim loại lỏng dãn phẳng ra. Do vậy, dạng cuối cùng của giọt kim loại lỏng tương ứng với sự cân bằng giữa hai lực trên. Sau khi đo các chỉ số của giọt kim loại lỏng Z'' và θ (hình 1.4), có thể xác định được sức căng bề mặt theo công thức:

$$\sigma_p = \frac{(Z'')^2 g(\rho_1 - \rho_2)}{4 \cos^2 \frac{\theta}{2}} \quad (1.7)$$

trong đó: Z'' - chiều cao của giọt kim loại lỏng trên bán kính lớn nhất, m; g - gia tốc trọng trường, m/s²; θ - góc thấm ướt, rad; $(\rho_1 - \rho_2)$ - chênh lệch giữa khối lượng riêng của giọt kim loại lỏng và môi trường, kg/m³.

- Phương pháp động lực học (đồng kim loại lỏng dao động):

Đây là phương pháp đo sức căng bề mặt theo Pohla và Sheila (hình 1.5). Nguyên lý của phương pháp là, kim loại lỏng chảy từ phễu qua lỗ rót có dạng hình elip. Sau khi đi qua lỗ rót, do ảnh hưởng của sức căng bề mặt, dạng elip của giọt lỏng chuyển thành dạng tròn. Sau đó, giọt kim loại lỏng lại thay đổi về dạng elip do lực quán tính của nó. Trục chính của elip mới vuông góc với trục chính của elip trước đó.

Để xác định sức căng bề mặt, người ta đo chiều dài bước sóng λ trên đó dòng kim loại lỏng bị thay đổi hình dáng. Từ λ và tốc độ chảy v , người ta có thể xác định thời gian dao động τ theo công thức:

$$\tau = \lambda/v, \quad (1.8)$$

trong đó: λ - chiều dài bước sóng, m; v - tốc độ chảy ra, m/s.

Sức căng bề mặt được xác định theo công thức:

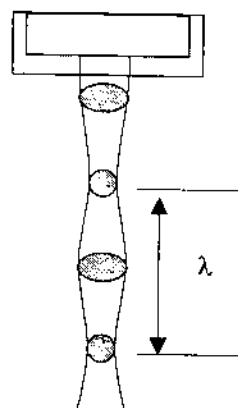
$$\sigma_p = \frac{3}{4} \frac{\pi^2 r_{lb}^3 \rho}{2\tau^2}, \quad (1.9)$$

trong đó: $r_{lb} = \frac{1}{2}(a+b)$; a, b - trục chính và phụ của lỗ rót elip, m; ρ - khối lượng riêng, kg/m³.

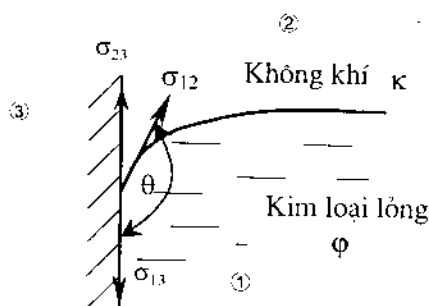
- Khảo sát sức căng bề mặt khi kim loại lỏng tiếp xúc với khuôn

Trong kim loại lỏng, các nguyên tử được liên kết với nhau nhờ vào các lực cân bằng, do vậy chất lỏng ở trạng thái cân bằng. Nhưng ở bề mặt tiếp xúc với môi trường khác (thí dụ: thành khuôn, không khí v.v.), sự cân bằng nói trên bị phá vỡ do không có mối liên kết giữa kim loại lỏng và môi trường (khuôn, không khí) hoặc có liên kết đó nhưng giá trị của nó lại khác so với các

mối liên kết xung quanh. Tùy theo đặc tính của từng kim loại, hợp kim và môi trường tiếp xúc, người ta có thể phân chia thành ba trường hợp để xem xét.



Hình 1.5. Phương pháp dòng kim loại dao động



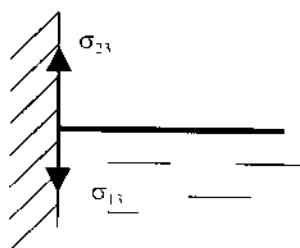
Hình 1.6. Kim loại lỏng không thấm ướt khuôn

a) Nếu lực liên kết các nguyên tử kim loại lỏng với nhau lớn hơn lực tương tác giữa kim loại lỏng và thành khuôn, sự không cân bằng giữa các lực sẽ làm bề mặt thoáng của chất lỏng phồng lên (hình 1.6). Nghĩa là bề mặt kim loại dâng lên cao hơn vị trí tiếp xúc của kim loại với khuôn một khoảng xác định. Sự dâng lên đó để làm cân bằng ứng suất hình thành tại vị trí tiếp xúc giữa khuôn và kim loại. Trong trường hợp này, kim loại lỏng không thấm ướt thành khuôn. Nếu ký hiệu 1, 2 và 3 thay cho kim loại lỏng, không khí và khuôn, ta có thể viết được sức căng giữa các môi trường đó như sau: giữa kim loại lỏng và không khí là $\sigma_{1,2}$; giữa kim loại lỏng và khuôn là $\sigma_{1,3}$; giữa không khí và khuôn là $\sigma_{2,3}$. Đối với trường hợp này thì $\sigma_{1,3}$ lớn hơn $\sigma_{2,3}$ và theo hình 1.6 ở trạng thái cân bằng, tổng các lực tác dụng lên chất điểm phải cân bằng, và giá trị góc thấm ướt thoả mãn công thức:

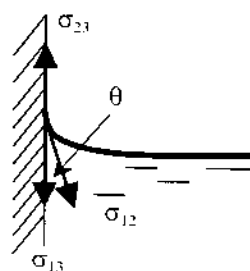
$$\cos \theta = \frac{\sigma_{2,3} - \sigma_{1,3}}{\sigma_{1,2}} \quad (1.10)$$

Hiện tượng không thấm ướt thành khuôn của kim loại lỏng có ý nghĩa đặc biệt. Trong trường hợp này, sức căng bề mặt ngăn cản kim loại xâm nhập vào các lỗ hổng của thành khuôn. Như vậy có thể hạn chế sự cháy cát cơ học trên bề mặt vật đúc. Chất lượng bề mặt vật đúc sẽ tốt hơn, tiết kiệm được các nguyên công làm sạch.

b) Nếu sức căng bề mặt giữa kim loại lỏng và khuôn bằng sức căng bề mặt giữa không khí và khuôn, nghĩa là: $\sigma_{1,3} = \sigma_{2,3}$, đây là trường hợp trung hòa. Trong trường hợp này kim loại lỏng không thấm nhập vào ống mao dẫn và cũng không bị đẩy ra khỏi ống mao dẫn, khi nó tiếp xúc với thành khuôn (hình 1.7). Góc $\theta = 90^\circ$, $\cos \theta = 0$, do vậy từ phương trình (1.10) ta rút ra: $\sigma_{1,3} = \sigma_{2,3}$.



Hình 1.7. Kim loại lỏng trung hoà



Hình 1.8. Kim loại thấm ướt khuôn

c) Trường hợp thứ ba được thể hiện trên hình 1.8. Đối với trường hợp này thì $\sigma_{1,3} < \sigma_{2,3}$. Trong trường hợp này ta có:

$$\sigma_{2,3} = \sigma_{1,2} \cos\theta + \sigma_{1,3}$$

Từ đó có thể rút ra:

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{2,3} - \sigma_{1,3}}{\sigma_{1,2}}, \quad \theta < 90^\circ \quad (1.11)$$

Như vậy, đối với trường hợp thứ ba này, mức kim loại lỏng tiếp xúc với thành khuôn được nâng lên. Người ta nói rằng khuôn dễ thấm ướt, nghĩa là kim loại lỏng dễ chui vào các lỗ hổng ở thành khuôn. Điều đó dễ làm xuất hiện cháy cát cơ học trên bề mặt vật đúc.

Kim loại thấm ướt hay không thấm ướt thành khuôn phụ thuộc vào quan hệ về thành phần hoá học giữa kim loại và vật liệu khuôn. Thí dụ, hợp kim sắt không thấm ướt hỗn hợp khuôn chế tạo từ cát thạch anh, tuy nhiên, khả năng thấm ướt sẽ tăng, nếu như hợp kim đó có chứa FeO. Khi dùng nhôm để khử oxy cho thép hoặc gang thì sức căng bề mặt sẽ tăng lên do trên bề mặt kim loại lỏng xuất hiện màng oxit nhôm. Màng oxit này làm tăng khả năng không thấm ướt khuôn của kim loại. Ngoài ra, có trường hợp cho thấy rằng, khi cho một số nguyên tố khác (Bi hoặc Pb) vào gang lỏng thì sức căng bề mặt lại giảm. Nhưng sức căng bề mặt của gang lỏng tăng mạnh, khi nó được biến tính với một lượng nhỏ Mg từ 0,02 đến 0,05% khối lượng. Hiện tượng sức căng bề mặt tăng nhanh làm cho graphit trở thành dạng cầu, một điều cho đến nay còn chưa được giải thích rõ về cơ chế tác dụng và bản chất của quá trình.

Tóm lại, sức căng bề mặt phụ thuộc vào thành phần của hợp kim lỏng và nhiệt độ; sức căng bề mặt giảm khi nhiệt độ tăng, nhưng đối với gang và đồng là trường hợp ngoại lệ. Sức căng bề mặt ảnh hưởng đến khả năng tạo hình của hợp kim lỏng trong hốc khuôn. Những hợp kim lỏng với sức căng bề mặt lớn thì khả năng thâm nhập của nó vào các khe rãnh trong hốc khuôn kém hơn so với hợp kim lỏng có sức căng bề mặt nhỏ. Sức căng bề mặt quá lớn của kim loại lỏng có thể gây ra khuyết tật hình thành khớp trên bề mặt vật đúc, bởi vì trong trường hợp này khả năng di động của dòng kim loại giảm mạnh.

1.2.2. Độ sệt

Độ sệt là trở lực bên trong của kim loại lỏng và gây ra hiện tượng cản dòng chảy. Độ sệt của chất lỏng cũng có thể được gọi là ma sát trong giữa các lớp kim loại lỏng.

Trong sản xuất đúc, việc điền đầy kim loại lỏng vào khuôn là một vấn đề rất quan trọng. Để kim loại có thể chảy vào khuôn, kim loại phải được quá nhiệt đầy đủ. Muốn khuôn được điền đầy tốt, thì sức căng bề mặt và độ sệt phải nhỏ hơn một giá trị xác định, để cho kim loại lỏng chảy lần lượt vào tất cả các phần của khuôn sao cho

khuôn được điền đầy hoàn toàn trong một thời gian xác định. Ngoài ra, hình dạng vật đúc có ảnh hưởng đến tốc độ thoát nhiệt ở tất cả các vị trí khác nhau của vật đúc và qua đó làm thay đổi độ nhớt của kim loại ở những vị trí khác nhau, khả năng điền đầy sẽ bị thay đổi theo hướng xấu đi.

Kim loại lỏng cũng giống như những chất lỏng khác đều có tính sệt (nhớt). Khái niệm về tính nhớt có thể hiểu như sau. Giả sử một chất lỏng chảy qua một ống dẫn bán kính r và chiều dài l . Tốc độ dòng chảy trong ống phụ thuộc vào độ chênh áp (ΔP) giữa hai đầu ống: $\Delta P = P_1 - P_2$. Lượng kim loại lỏng V chảy qua ống trong một đơn vị thời gian được xác định theo quan hệ:

$$V = \frac{\pi \cdot r^4 \cdot \Delta P}{8\eta \cdot l} \quad (1.12)$$

Xét dòng chảy trong ống. Do có ma sát giữa các phần tử của chất lỏng nên tốc độ dòng chảy của các phần tử là không giống nhau. Ở tâm ống, tốc độ dòng chảy lớn nhất, chất lỏng ở sát biên hầu như không chuyển động. Xét một phần tử thể tích có diện tích tiếp xúc giữa hai lớp là S . Lực tác dụng tương hỗ giữa hai lớp là:

$$f = \eta \cdot S \cdot \frac{dv}{dx} \quad (1.13)$$

trong đó: dv/dx -- gradient của tốc độ theo hướng vuông góc với hướng di chuyển của chất lỏng; η - độ sệt động lực. Đơn vị của độ sệt là $[N \cdot s/m^2]$ hoặc Poazơ $[P]$.

$$1P = \frac{1}{10} \frac{N \cdot s}{m^2}$$

Độ sệt chuyển động là tỷ số giữa độ sệt động lực và khối lượng riêng của chất lỏng:

$$\nu = \frac{\eta}{\rho}, \text{ m}^2/\text{s} \text{ hoặc stoc, St ; } 1 \text{ St} = 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s} \quad (1.14)$$

Độ chảy loãng ψ là giá trị nghịch đảo của độ sệt động lực:

$$\psi = \frac{1}{\eta}, \text{ m}^2/\text{N} \cdot \text{s} \quad (1.15)$$

Người ta chỉ so sánh dòng chảy kim loại lỏng trong khuôn, khi trong cả hai hệ đều có cùng số Reynold (Re), tức là có cùng chế độ chảy:

$$Re = \frac{n_1 D_1}{v_1} = \frac{n_2 D_2}{v_2} \quad (1.16)$$

trong đó: n_1 và n_2 - tốc độ dòng chảy; D_1 và D_2 - kích thước đặc trưng; đối với ống dẫn thì D là đường kính của ống.

Nếu giá trị Re vượt trên giá trị tới hạn (thí dụ đối với gang xám là trên 7000, đối với thép đúc trên 3500), thì xuất hiện dòng chảy rối. Đối với dòng chảy tầng, lưu lượng kim loại lỏng thực tế chảy qua ống thường thấp hơn giá trị tính toán theo quan hệ (1.16) nêu trên. Chảy rối và chảy tầng không những ảnh hưởng đến lưu lượng dòng chảy mà còn ảnh hưởng đến tính chất dòng chảy như tính hoà tan khí, tính lọc xỉ khi rót. Trong công nghệ đúc, kim loại chảy trong hệ thống rót theo chế độ chảy tầng là tốt hơn.

Số Reynold là dấu hiệu để phân loại dòng chảy trong ống dẫn; thí dụ khi $Re > 2500$, thì dòng chảy của nước trở thành chảy rối. Giá trị tới hạn của số Re đối với hợp kim đúc như sau:

Thép đúc : $Re = 3500$; gang xám: $Re = 7000$.

Giá trị độ sệt động lực học của thép đúc: $\nu = 0,4 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$;

gang xám : $\nu = 0,3 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$.

Do vậy tốc độ tới hạn của hợp kim đúc tính theo (1.16) như sau:

Thép đúc: $v_{th} = 3500 \cdot 0,4 \cdot 10^{-6} / D = 0,0014 / D \quad [\text{m/s}]$

Gang xám: $v_{th} = 7000 \cdot 0,3 \cdot 10^{-6} / D = 0,0021 / D \quad [\text{m/s}]$

Trong thực tế sản xuất đúc, người ta khó có thể tạo được một hệ thống rót để có dòng chảy tầng lúc điền đầy khuôn. Bởi vậy, cần tìm mọi biện pháp để hạn chế các tác động xấu của dòng chảy rối trong hệ thống rót. Từ các giá trị tốc độ tới hạn nêu trên cho thấy có thể làm giảm dòng xoáy trong hệ thống rót bằng cách: làm giảm đường kính ống dẫn D , bởi vì qua đó giá trị tới hạn v_{th} được tăng lên. Để bảo đảm lượng kim loại lỏng chảy qua ống trong một đơn vị thời gian khi chiều cao thuỷ tĩnh không đổi, cần phải dùng số lượng ống dẫn nhiều hơn với đường kính bé hơn. Người ta có thể thay ống rót D bằng n ống rót với đường kính d , như vậy :

$$S = nS_1 \Rightarrow \pi D^2/4 = n \pi d^2/4.$$

Thí dụ: Theo thiết kế hệ thống rót, người ta đã xác định đường kính ống rót $D = 70 \text{ mm}$. Để làm tăng giá trị tốc độ tới hạn, ta có thể dùng hai ống rót với đường kính d . Hãy xác định đường kính d . Theo phương trình trên, ta có: $d = D/\sqrt{2} = 0,05 \text{ m}$.

Giá trị độ chảy loãng Ψ (độ lỏng) của kim loại lỏng là giá trị ngược của độ sệt ($\Psi = 1/\eta$). Như vậy độ sệt càng lớn, thì độ chảy loãng càng nhỏ. Do độ sệt làm giảm sự chuyển động của kim loại lỏng, cho nên trong trường hợp này phải cần thời gian nhiều hơn để điền đầy khuôn. Mặt khác, nhiệt độ kim loại lỏng lại giảm theo thời gian điền đầy khuôn, cho nên độ chảy loãng của nó cũng giảm cùng. Độ sệt và nhiệt độ có quan hệ: $\eta \propto T^b$

$$\eta = A \cdot e^{b/T}$$

trong đó: A, b - hằng số của hợp kim lỏng; T - nhiệt độ hợp kim lỏng, K.

Trong thực tế, đối với kim loại lỏng có độ sệt quá lớn, khuôn không được điền đầy hoàn toàn và như vậy gây ra khuyết tật đúc (khuyết tật không điền đầy). Độ sệt của một số kim loại được cho trong bảng 1.1.

Bảng 1.1. Giá trị độ sệt của một số chất

Chất lỏng	Nhiệt độ, °C	Độ sệt động lực học ν , cP	Độ sệt động học η , kg/m.s
Nước	20		0,105
Hg	0		0,121
Fe	Nhiệt độ chảy		0,4
Thép 0,3C	1535		0,28
Thép 0,3C	1610		0,23
Gang xám	1250		0,21
Al	700	1,64	3,84
Sn	250	0,2	1,82

Mặc dầu việc xác định độ sệt của kim loại lỏng là rất khó, nhưng trong thực tế ngành luyện kim có hai phương pháp đo độ sệt. Đó là phương pháp quay và phương pháp thả viên bi.

Các phương pháp đo độ sệt kim loại lỏng

Phương pháp quay: Hệ thống quay của phương pháp này bao gồm hai xilanh đồng trục (hình 1.9). Bộ truyền động làm cho xilanh quay chuyển động (quay). Độ sệt được xác định dựa vào tốc độ góc ω của xilanh quay 2 và mômen xoay M_k của xilanh xoay 1 ở bên trong khối kim loại lỏng 3.

Mômen xoay M_k được tạo ra do ma sát của kim loại lỏng tác dụng lên xilanh xoay. Xilanh quay 2 tiếp xúc với kim loại lỏng và được chế tạo bằng hợp kim PtRh hoặc vật liệu gốm, sao cho hợp kim hoặc vật liệu đó không được phép tác dụng với kim loại lỏng. Nhược điểm của phương pháp này là: đo nhiệt độ không chính xác gây ra sai số lớn.

Độ set được tính theo:

$$\eta = \frac{M_k}{4\pi(l+c)\omega} \left(\frac{1}{R_1^2} - \frac{1}{R_2^2} \right) [N.s.m^{-2}] \quad (1.18)$$

trong đó: M_k - mômen xoay, N.m; R_1, R_2 - bán kính của xilanh quay và xoay, m; l - chiều dài của xilanh xoay, m; ω - tốc độ góc, rad/s; c - hệ số hiệu chỉnh.

Đây là phương pháp đo độ set khá chính xác và có hiệu quả hơn cả, tuy nhiên, thiết bị tương đối đắt tiền.

- *Phương pháp thả bi*: Nếu thả viên bi vào môi trường cần đo độ set, sẽ có lực cản tác dụng lên viên bi. Lực tác dụng F được xác định theo công thức:

$$F = 6\pi R.\eta.v, \quad (1.19)$$

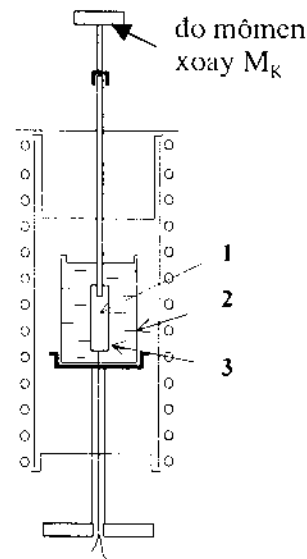
trong đó: R - bán kính viên bi, m; η - độ set của môi trường cần đo, N.s/m², v - tốc độ của viên bi, m/s.

Nếu tỷ trọng của viên bi là ρ_2 và của môi trường cần đo độ set là ρ_1 , với điều kiện có tác dụng của trọng lượng, ta có thể xác định độ set theo công thức Stokes:

$$\eta = \frac{2}{9} \frac{R^2(\rho_2 - \rho_1)g}{v} [N.s.m^{-2}] \quad (1.20)$$

- *Những yếu tố ảnh hưởng đến độ set của hợp kim đúc*:

Việc xác định độ set của những hợp kim thông dụng có ý nghĩa đối với sản xuất đúc. Thí dụ: gang xám ở nhiệt độ rót 1250°C có độ set động học $\eta = 2,10$ cP, trong khi



Hình 1.9. Sơ đồ đo độ set của kim loại lỏng

thép ở nhiệt độ rót 1550°C có độ sệt $\eta = 2,60$ cP. Như vậy, độ sệt của thép cao hơn của gang xám. Khi nhiệt độ của hợp kim đúc giảm đến gần điểm nóng chảy thì độ sệt tăng.

Tạp chất tồn tại trong kim loại lỏng có ảnh hưởng đáng kể đến độ sệt. Tạp chất nào có điểm nóng chảy cao thì nó làm tăng độ sệt; trong khi đó những tạp chất có điểm nóng chảy thấp thì không làm tăng độ sệt của kim loại lỏng (nhiều trường hợp độ sệt có thể giảm).

Tạp chất trong kim loại có nhiều loại khác nhau. Thông thường là những oxit, nitrit, cacbit, sunfit và khí. Thực tế trong sản xuất đúc, người ta không thể loại bỏ những tạp chất đó ra khỏi kim loại lỏng một cách hoàn toàn. Do vậy, có thể đánh giá độ sệt của hợp kim như tác dụng tổng hợp của kim loại lỏng cơ sở và tạp chất tồn tại trong đó. Những tạp chất có hình dạng góc, cạnh với bề mặt lớn sẽ làm tăng độ sệt một cách đáng kể. Thực tế cho biết rằng, độ sệt của thép sản xuất trong lò axit thấp hơn nhiều so với độ sệt của thép bazơ. Tạp chất silicat gây ra độ sệt thấp hơn, bởi vì nó có nhiệt độ nóng chảy thấp hơn so với kim loại lỏng và ngoài ra nó lại có dạng cầu. Do vậy, tạp chất silicat làm giảm độ sệt của thép.

1.2.3. Độ chảy loãng và khả năng điền đầy khuôn

Độ chảy loãng (độ loãng) Ψ là giá trị nghịch đảo của độ sệt động học: $\Psi = 1/\eta$, m²/N.s. Trên nhiệt độ nóng chảy thì độ chảy loãng tương đối lớn. Điều đó làm cho kim loại lỏng dễ thay đổi hình dạng theo đường nét trong hốc khuôn khi điền đầy với tốc độ xác định (đối với trường hợp đúc nhờ trọng lực kim loại - gọi là phương pháp đúc thông thường).

Khi nhiệt độ thấp hơn nhiệt độ nóng chảy thì kim loại cũng có thể chảy vào khuôn nhưng phải có áp lực nén hoặc đập (có thể gọi đây là trường hợp đúc áp lực hoặc quá trình biến dạng rèn đập). Như vậy, có thể dùng những lực khác nhau tác dụng lên đồng kim loại lúc điền đầy khuôn: lực ly tâm khi đúc ly tâm, lực nén của pittông khi đúc áp lực, áp lực thấp khi đúc chân không.

Độ loãng của kim loại lỏng khi điền đầy khuôn có ý nghĩa đặc biệt lớn trong sản xuất đúc. Tính chất công nghệ này được gọi là *khả năng điền đầy khuôn*. Đây là tính công nghệ hay cũng còn gọi là *tính đúc* của hợp kim, bởi vì nó xác định khả năng điền đầy khuôn của kim loại lỏng.

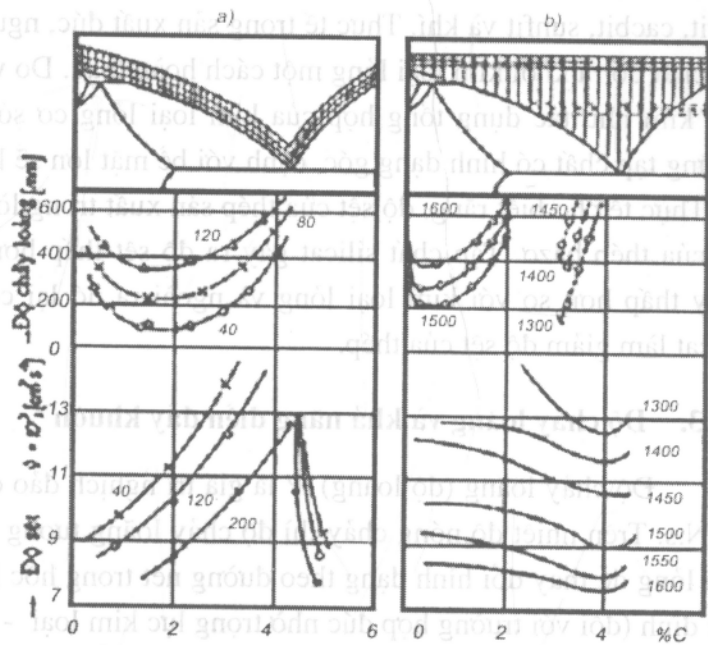
Khi nhiệt độ hạ xuống dưới nhiệt độ đường lỏng, trong kim loại lỏng đã bắt đầu hình thành các tinh thể của kim loại đông đặc, độ loãng giảm rất nhanh. Kim loại đang đông đặc (gồm hai pha: đặc và lỏng) vẫn có thể chảy tiếp, chừng nào mà các tinh thể đã

đông đặc chưa đủ lớn để ngăn cản sự chuyển động của kim loại lỏng. Kim loại lỏng ngừng chảy khi khối lượng các tinh thể đông đặc lớn hơn 20% (nghĩa là lúc đó đã có 20% pha đặc).

Khi nghiên cứu hoặc xem xét độ chảy loãng của kim loại lỏng của một số hợp kim, ta giả thiết rằng các thông số cơ bản là cố định, thí dụ: nhiệt độ rót như nhau, cùng một độ quá nhiệt (ΔT), vật liệu làm khuôn, kích thước và hình dạng vật đúc.

Hình 1.10 thể hiện một phần của giản đồ trạng thái Fe - C, trong đó thể hiện quá trình thay đổi của độ chảy loãng và độ sệt động lực học. Những tính chất này được xác định trong hai trường hợp:

Thứ nhất, hàm lượng cacbon ảnh hưởng đến độ chảy loãng và độ sệt khi độ quá nhiệt $\Delta T = \text{const}$ (hình 1.10a) và *thứ hai*, ảnh hưởng của hàm lượng cacbon đến độ chảy loãng và độ sệt khi có cùng nhiệt độ rót (hình 1.10b).



Hình 1.10. Độ chảy loãng và độ sệt của hợp kim Fe-C phụ thuộc thành phần cacbon

Các đường cong biểu thị cho thấy rằng, độ chảy loãng của gang trước cùng tinh trong cả hai trường hợp đều tăng cùng hàm lượng C cho đến nồng độ cùng tinh. Điều đó được giải thích rằng, tốc độ đông đặc của gang trước cùng tinh giảm theo hướng đến nồng độ cùng tinh. Đối với sự thay đổi độ sệt thì có một điều đặc biệt. Đó là, khi các hợp kim Fe - C trước cùng tinh đều được quá nhiệt đến nhiệt độ như nhau, thì độ sệt giảm theo chiều tăng của hàm lượng C (hình 1.10b), nhưng sự tăng mức độ quá nhiệt lại làm giảm độ sệt. Đối với trường hợp các hợp kim đều có cùng độ quá nhiệt ($\Delta T = 80^\circ\text{C}$, 120°C và 200°C), thì độ sệt tăng cùng hàm lượng C cho đến nồng độ cùng tinh, trong trường hợp này, số lượng các hạt không đồng nhất tăng lên sẽ làm tăng độ sệt.

Những yếu tố ảnh hưởng đến khả năng điền đầy khuôn:

- Thành phần hỗn hợp làm khuôn có ảnh hưởng nhỏ đến khả năng điền đầy khuôn. Theo Patterson khả năng điền đầy khuôn của kim loại đạt giá trị cực đại khi hàm lượng nước trong hỗn hợp khuôn cát chiếm 5 đến 7%. Nếu độ ẩm bằng 10% thì khả năng điền đầy giảm đi một nửa. Khi hàm lượng bụi than trong hỗn hợp khuôn cát chiếm 6 đến 7% thì nó làm tăng khả năng điền đầy khuôn của kim loại. Nhưng nếu lớn hơn giá trị đó, thì khả năng điền đầy khuôn lại giảm.

- Khả năng điền đầy khuôn không đồng nhất với độ sệt, nó chỉ bị ảnh hưởng một phần, bởi vì độ sệt động lực học của kim loại (η/ρ) là rất bé; nó còn bé hơn cả của nước. Thí dụ, thạch cao có độ sệt lớn, nhưng khả năng điền đầy rất tốt.

- Sức căng bề mặt có ảnh hưởng đến khả năng điền đầy. Sức căng bề mặt càng lớn thì điểm nóng chảy càng cao. Nhưng thông thường, ảnh hưởng này bị lu mờ bởi màng oxit trên bề mặt kim loại lỏng. Màng oxit làm giảm khả năng điền đầy. Đối với vật đúc thành mỏng và có góc cạnh, thì ảnh hưởng của sức căng bề mặt thể hiện rõ rệt hơn nhiều.

- Các tạp chất oxit rắn lơ lửng trong kim loại lỏng làm tăng độ sệt và làm giảm khả năng điền đầy khuôn của kim loại.

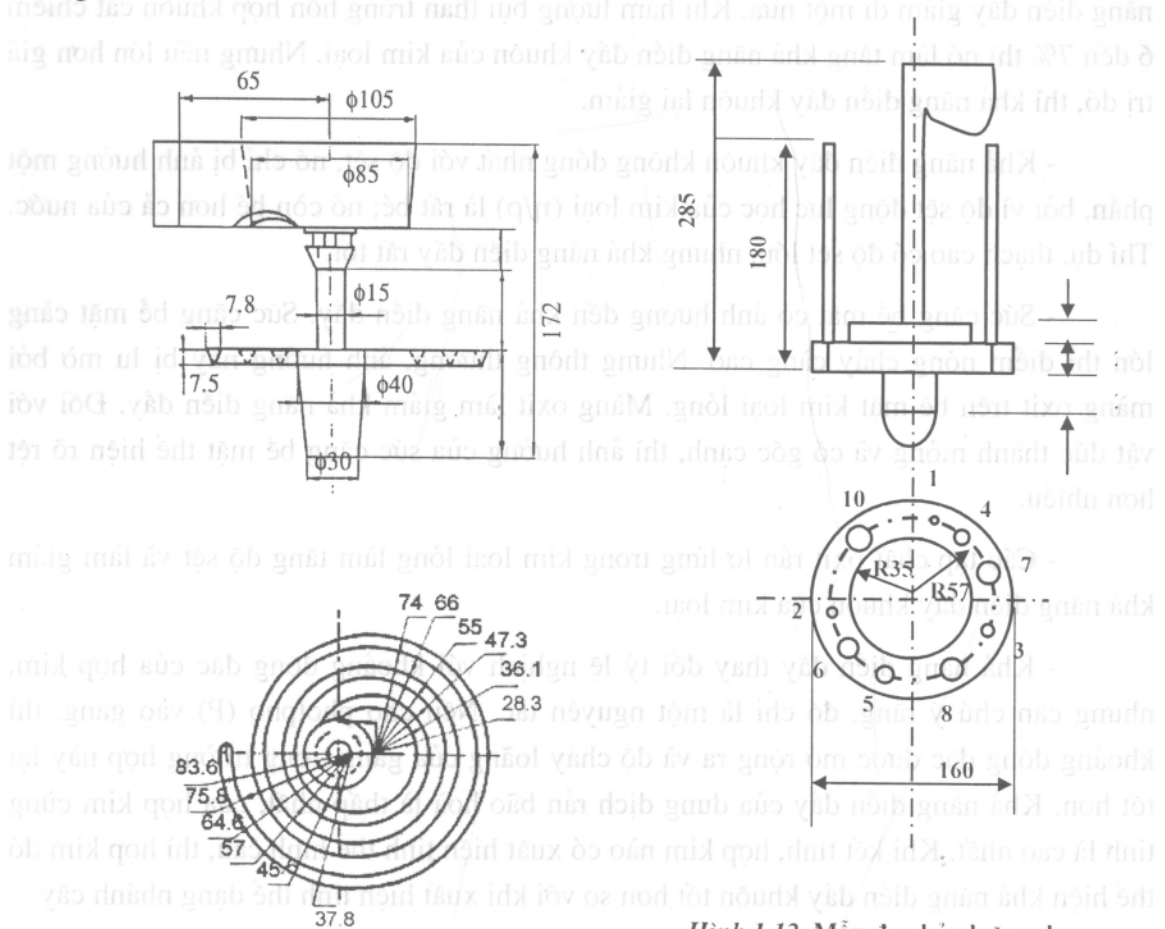
- Khả năng điền đầy thay đổi tỷ lệ nghịch với khoảng đông đặc của hợp kim, nhưng cần chú ý rằng, đó chỉ là một nguyên tắc. Nếu cho photpho (P) vào gang, thì khoảng đông đặc được mở rộng ra và độ chảy loãng của gang trong trường hợp này lại tốt hơn. Khả năng điền đầy của dung dịch rắn bão hoà là thấp nhất, của hợp kim cùng tinh là cao nhất. Khi kết tinh, hợp kim nào có xuất hiện tinh thể hình cầu, thì hợp kim đó thể hiện khả năng điền đầy khuôn tốt hơn so với khi xuất hiện tinh thể dạng nhánh cây.

- Nhìn chung, khả năng điền đầy khuôn của hợp kim càng tốt khi nhiệt độ rót và áp lực thuỷ tĩnh của kim loại càng cao. Nung nóng khuôn trước khi rót cũng có tác dụng tốt đến quá trình điền đầy khuôn. Tuy nhiên, tác dụng đó thể hiện rõ khi nhiệt độ nung khuôn cao hơn 300°C.

Mẫu thử khả năng điền đầy khuôn của kim loại

Trong thực tế sản xuất đúc, để xác định khả năng điền đầy khuôn của các hợp kim khác nhau, người ta sử dụng mẫu thử khả năng điền đầy khuôn. Đó là mẫu thử công nghệ. Các mẫu thử khả năng điền đầy đối với hợp kim cần được nghiên cứu thì được rót trong những điều kiện cố định. Theo hình dạng mẫu đúc-rót, người ta chia mẫu thử thành ba nhóm:

a) Mẫu thử có dạng hình tròn, đường xoắn (hình 1.11) và tấm mỏng. Mẫu được đặt trên một mặt phẳng nằm ngang. Tiết diện của mẫu thử được xác định sao cho khuôn không được điền đầy hoàn toàn, ngay cả đối với trường hợp có mức điền đầy cực đại (khả năng điền đầy tốt nhất). Mức độ thể hiện khả năng điền đầy khuôn là chiều dài của đường xoắn.



Hình 1.11. Mẫu đo chảy loãng hình xoắn

Hình 1.12. Mẫu đo chảy loãng dạng thanh

b) Mẫu thử có dạng thanh tròn (hệ thống các thanh tròn có đường kính khác nhau (hình 1.12) và dạng tấm nhỏ mỏng. Mẫu được đặt theo hướng thẳng đứng. Phương pháp này đáp ứng thực tế sản xuất đúc nhiều hơn và có thể nghiên cứu khả năng điền đầy của kim loại theo sự thay đổi của áp lực thủy tĩnh. Mức độ thể hiện khả năng điền đầy là chiều cao của phôi đúc dạng thanh tròn có đường kính xác định.

c) Mẫu thử có tiết diện thay đổi, thí dụ: hình nêm hoặc hình bán nguyệt v.v. Mức độ thể hiện khả năng điền đầy là chiều dày tại vị trí mỏng nhất của phôi đúc trên thiết diện thay đổi của khuôn (theo lý thuyết).

1.3. SỰ HÌNH THÀNH LỖM CO

1.3.1. Bản chất của quá trình co

Bản chất của sự co là những thay đổi thể tích của kim loại khi chuyển từ pha lỏng sang pha rắn và sự thay đổi thể tích khi có chuyển biến pha (chuyển biến perlit, chuyển biến cùng tinh). Trong các quá trình chuyển pha đó, kích thước vật đúc giảm đồng thời còn làm xuất hiện ứng suất trong vật đúc. Nếu dựa vào quan điểm tổng thể để đánh giá kích thước vật đúc, khi xét đến những ảnh hưởng cơ bản, chúng ta phải tính đến không chỉ sự dãn nở của loại hợp kim sử dụng mà cả sự dãn nở của khuôn đúc và sự ảnh hưởng của hình dạng vật đúc.

Co là một tính chất đúc quan trọng của kim loại. Khi vật đúc với thể tích ban đầu V_0 và chiều dài ban đầu L_0 nguội từ nhiệt độ T_0 đến nhiệt độ T_1 thì thể tích và chiều dài của nó tại nhiệt độ khảo sát sẽ là :

$$V_1 = V_0 [1 - \alpha_v (T_0 - T_1)] \quad (1.21)$$

$$L_1 = L_0 [1 - \alpha (T_0 - T_1)], \quad (1.22)$$

trong đó α_v và α là hệ số co thể tích và hệ số co chiều dài, phản ánh mức độ co tương ứng của kim loại khi nhiệt độ giảm 1° trong khoảng $T_0 - T_1$; V_1 và L_1 là thể tích và chiều dài ở nhiệt độ T_1 . Hệ số co thể tích lớn gần bằng ba lần hệ số co chiều dài: $\alpha_v = 3\alpha$. Điều đó được rút ra từ phép tính gần đúng quá trình co của khối lập phương với kích thước ban đầu: cạnh L_0 , thể tích V_0 ; sau khi co đặc, thể tích của nó bằng V_1 :

$$V_1 = L_1^3 = L_0^3 (1 - \alpha)^3 = L_0^3 (1 - 3\alpha) = V_0 (1 - \alpha_v), \text{ như vậy: } \alpha_v = 3\alpha.$$

Trừ hợp kim có thành phần cùng tinh, các hợp kim khác đều kết tinh theo kiểu kết tinh vùng hai pha, tức là vùng kết tinh giống như “cháo”, pha rắn và pha lỏng lẫn lộn. Có thể thấy rằng, thể tích lỗm co tập trung và sự khác biệt về khối lượng riêng giữa phần tâm và phần ngoài của vật đúc có liên quan chặt chẽ với chiều rộng vùng hai pha: chiều rộng vùng hai pha càng lớn, thể tích lỗm co tập trung càng nhỏ, xốp co đường tâm có khả năng hình thành nhiều hơn, sự khác biệt về khối lượng riêng giữa phần tâm và phần ngoài vật đúc càng lớn.

Ngoài ảnh hưởng tới sự hình thành lỗm co và xốp co, trong vùng hai pha còn có thể xảy ra một số hiện tượng khác như thiên tích hoặc nứt nóng. Như vậy, vùng hai pha là nguồn gốc của một loạt các hiện tượng phức tạp xảy ra trong quá trình đông đặc: chiều rộng của nó càng lớn thì các hiện tượng đó càng phát triển mạnh. Bởi vậy, bằng mọi cách người ta phải làm giảm chiều rộng vùng hai pha trong quá trình đông đặc của vật đúc. Trong số những yếu tố ảnh hưởng đến sự hình thành lỗm co, trước hết cần xem

xét những yếu tố: thành phần hợp kim, điều kiện nguội trong khuôn và hình dạng của vật đúc:

a) Ảnh hưởng của thành phần hợp kim

Đối với hợp kim Fe-C, hàm lượng C có ảnh hưởng đến độ co lỏng. Tuy nhiên, cacbon làm tăng độ co thể tích ở trạng thái lỏng chỉ đến khoảng 1% C; sau đó nó làm giảm đáng kể giá trị co thể tích ở trạng thái lỏng của hợp kim Fe-C cho đến khi hàm lượng C đạt đến gần giá trị cùng tinh.

Ngoài C ra, những nguyên tố khác, thí dụ: Si, Mn, P, Cr, Al, cũng có ảnh hưởng đáng kể đến độ co. Gang co càng nhiều, khi hàm lượng các nguyên tố graphit hoá (thí dụ: Si) càng nhỏ đối với trường hợp hàm lượng C xác định. Nhưng các nguyên tố cacbit hoá thì có tác dụng ngược lại, nghĩa là độ co càng nhỏ khi hàm lượng các nguyên tố cacbit hoá (thí dụ: Mn) càng giảm. Đối với gang có cùng hàm lượng C (hàm lượng cacbon tổng như nhau), thì gang co càng lớn khi phần trăm graphit tiết ra càng ít; nghĩa là trong trường hợp này thể hiện rõ ảnh hưởng của tốc độ nguội đến giá trị co thể tích của gang.

b) Ảnh hưởng của tốc độ nguội

Tốc độ nguội có ảnh hưởng lớn đến rỗ co và lõm co trong vật đúc. Một điều hiển nhiên là khi rót kim loại vào khuôn cát được sấy nóng đến nhiệt độ cao, thì lõm co hình thành lớn hơn so với trường hợp khuôn được sấy nóng ở nhiệt độ thấp. Một số vị trí nhất định trong vật đúc, thí dụ: nơi giao nhau của các thành dày hoặc vị trí gần kề đầu ngót rất dễ bị ảnh hưởng trong quá trình đông đặc; nghĩa là tại đó tốc độ nguội nhỏ hơn so với những vị trí bình thường khác, như vậy nguy cơ hình thành lõm co tại những vị trí đó sẽ lớn hơn. Những vật đúc bằng hợp kim có độ co thể tích lớn, thí dụ: thép, thì rất nhạy cảm với loại khuyết tật này - lõm co.

Tốc độ đông đặc và nguội của vật đúc phụ thuộc vào độ dẫn nhiệt của khuôn λ_{kh} và khả năng tích nhiệt của khuôn. Hệ số hấp thụ nhiệt b_t thể hiện đặc tính làm nguội của khuôn. Từ các thông số xác định hiệu quả làm nguội của khuôn, người ta khẳng định rằng, tốc độ làm nguội của khuôn kim loại cao hơn nhiều so với khuôn cát. Khuôn kim loại có độ dẫn nhiệt cao, cho nên nó được nung nóng nhanh hơn và có thể hấp thụ lượng nhiệt lớn trong một thời gian tương đối ngắn. Ngoài ra, nó còn có thể truyền nhiệt từ thành trong của khuôn ra ngoài rất tốt, chẳng hạn người ta có thể truyền nhiệt ra ngoài (làm nguội) bằng hệ thống ống dẫn nước làm nguội.

So với khuôn kim loại, khuôn cát có độ dẫn nhiệt nhỏ hơn nhiều, do vậy sự truyền nhiệt từ bề mặt làm việc của khuôn ra ngoài không nhanh. Dưới tác dụng nhiệt, khí và hơi được hình thành từ vật liệu làm khuôn. Khí và hơi chuyển tải nhiệt ra ngoài và

tạo được khả năng làm nguội trong khuôn. Tuy nhiên tốc độ nguội trong khuôn cát vẫn thấp hơn nhiều so với khuôn kim loại.

Ảnh hưởng độ cứng của khuôn đến kích thước vật đúc và độ lớn của lõm co trong có một ý nghĩa rất lớn. Sau khi rót kim loại lỏng vào khuôn, có hình thành hai hiện tượng trái ngược nhau. Thứ nhất, có sự dãn nở âm (co) của thành khuôn do độ ẩm bốc hơi, thứ hai, có sự dãn nở dương (dãn nở) của khuôn do sự dãn nở tổng thể và do sự chuyển biến tinh thể cát thạch anh.

c) Ảnh hưởng của hình dạng vật đúc

Quá trình đông đặc của vật đúc bắt đầu dọc theo thành dày và tiếp tục theo thứ tự vào tâm của thành dày tùy theo tốc độ truyền nhiệt của khuôn. Bằng cách đo nhiệt độ tại một số vị trí của thành dày vật đúc, người ta có thể xác định được các đường (mặt) đẳng nhiệt. Đường và mặt đẳng nhiệt có ý nghĩa rất quan trọng đối với việc theo dõi quá trình đông đặc và sự hình thành lõm co trong vật đúc.

Khi đúc rót một vật đúc đơn giản dạng tấm phẳng dày đồng đều, quá trình đông đặc xảy ra một cách đồng thời từ hai phía của thành dày và theo thứ tự vào đến trục nhiệt. Đường đẳng nhiệt của quá trình đông đặc luôn song song với bề mặt, bởi vì thực tế các phần bề mặt đều có cùng điều kiện đông đặc và nguội.

Nếu thành dày của vật đúc có sự thay đổi cục bộ, sự đông đặc từ hai phía tạo nên một vùng khép kín, trong vùng đó còn tồn tại kim loại lỏng. Trong quá trình đông đặc tiếp, vùng này không được bổ sung thêm kim loại để bù co. Do vậy, đó là điều kiện gây ra sự hình thành lõm co.

Một vật đúc với hình dạng phức tạp được gọi là lý tưởng nếu quá trình đông đặc xảy ra gần như đồng đều trong tất cả các phần. Điều đó đòi hỏi các thành dày phải đồng đều, không có góc trong và góc ngoài. Đối với vật đúc thép, cần giải quyết hoặc một cách tổng thể hoặc từng phần riêng lẻ sao cho quá trình đông đặc xảy ra theo hướng thuận lợi. Trong cả hai trường hợp, tùy theo hình dạng cụ thể của vật đúc và để đạt được sự đông đặc có hướng, người ta phải tăng tốc độ nguội cục bộ hoặc làm chậm quá trình đông đặc (dùng vật liệu cách nhiệt hoặc toả nhiệt).

1.3.2. Phương trình toán học biểu diễn hình dáng lõm co

Trường hợp truyền nhiệt một chiều

Trước tiên ta hãy xét trường hợp đơn giản nhất: quá trình đông đặc của một vật đúc hình trụ chỉ được làm nguội theo hướng bên (không được làm nguội ở phía trên và

dưới - hình 1.13). Sau một khoảng thời gian dt , một lớp vỏ cứng chiều dày dx , chiều cao y , cách tâm một khoảng x được hình thành.

Do thể tích của kim loại giảm đi trong quá trình đông đặc (co thể tích), cho nên để hình thành lớp vỏ đông đặc thể tích $2\pi xy dx$ cần một lượng kim loại lỏng có thể tích tương đương cộng thêm lượng kim loại lỏng cần thiết để bù co.

Nếu coi lượng co thể tích của phần kim loại đã đông đặc nói trên bằng với thể tích lõm co tương ứng được hình thành, ta có thể viết phương trình sau :

$$2\pi xy dx \alpha_v = \pi x^2 dy \quad (1.23)$$

ở đây bỏ qua số hạng $\pi x^2 dy \alpha_v$ do quá nhỏ. Từ phương trình (1.23) ta có :

$$2\alpha_v \ln x = \ln y + C \quad (1.24)$$

Hằng số tích phân C có thể được xác định từ các điều kiện ban đầu và cuối cùng, ta có :

$$y = H \left(\frac{x}{R} \right)^{2\alpha_v} \quad (1.25)$$

trong đó α_v là hệ số co thể tích biểu thị độ co thể tích của 1 cm^3 kim loại lỏng khi chuyển sang trạng thái rắn.

Trường hợp truyền nhiệt hai chiều

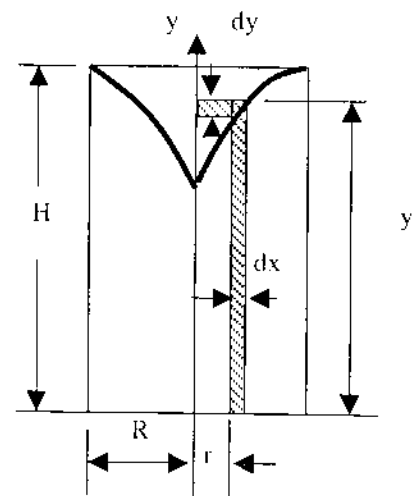
Bây giờ ta hãy xét trường hợp đông đặc theo cả hướng bên lẫn dưới. Sơ đồ tính được thể hiện trên hình 1.14. Lượng co thể tích của một lớp vỏ bên và dưới bằng tích giữa thể tích lớp vỏ đó với hệ số co thể tích α_v :

$$\alpha_v [2\pi x(y-h) dx + \pi x^2 dh] \quad (1.26)$$

Coi tốc độ phát triển mặt kết tinh theo hướng bên và hướng dưới là như nhau, ta có thể viết $dh = dx$ và $h = (r - x)$, trong đó r là bán kính của thỏi. Khi đó lượng co thể tích của các lớp vỏ đông đặc như sau :

$$\pi \alpha_v (2xy dx + 3x^2 dx - 2rx dx) \quad (1.27)$$

Ngoài ra, phần thể tích bù co ở đầu ngót



Hình 1.13. Lôm co khi đông đặc một chiều

còn có thể được viết như sau: $V = \pi x^2 dy$. Cho hai biểu thức này bằng nhau ta thu được một phương trình vi phân tuyến tính bậc 1:

$$\frac{dy}{dx} = \frac{\alpha_v (2y + 3x - 2r)}{x} \quad (1.28)$$

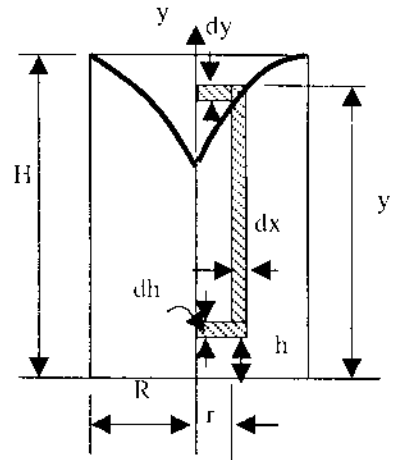
Nghiệm của phương trình có dạng:

$$\frac{y-r}{x} + \frac{3\alpha_v}{2\alpha_v - 1} = x^{2\alpha_v - 1} C. \quad (1.29)$$

Lấy logarit hai vế của phương trình trên ta được:

$$\lg \left(\frac{y-r}{x} + \frac{3\alpha_v}{2\alpha_v - 1} \right) = (2\alpha_v - 1) \lg x + (2\alpha_v - 1) C \quad (1.30)$$

Đây là phương trình mô tả hình dáng lõm co khi vật đúc nguội hai chiều.



Hình 1.14. Lõm co trong trường hợp đông đặc hai chiều

1.3.3. Xốp co

Xốp co là tập hợp các lỗ rỗng nhỏ được hình thành do sự co của kim loại trong những vùng thể tích vô cùng bé không được hoặc khó bù co (khó bổ ngót) bằng kim loại lỏng trong quá trình đông đặc. Sự hình thành vùng khó bù co đó phụ thuộc đáng kể vào góc ω hình thành bởi hai mặt đông đặc tiến từ thành khuôn vào tâm. Vùng khó bù co sẽ càng lớn nếu chiều rộng vùng hai pha càng lớn và góc ω càng nhỏ.

Trong vùng hai pha, đặc biệt là trong vùng khó bù co, lực liên kết giữa kim loại lỏng với pha rắn, tức là lực mao dẫn hay thấm ướt, lớn hơn trọng lượng kim loại lỏng do khoảng không gian giữa nhánh cây hình răng lược có thể tích nhỏ và diện tích bề mặt lớn. Vào cuối giai đoạn đông đặc, các kênh bù co giữa nhánh cây bị thu hẹp đáng kể, ngoài ra, độ nhớt của kim loại lỏng tăng làm cho kim loại lỏng không còn có thể chảy qua các kênh đó trước khi quá trình đông đặc kết thúc. Kết quả là các xốp co tế vi giữa nhánh cây được hình thành.

Xốp co được chia thành các dạng sau:

- Xốp co phân tán trong toàn bộ thể tích vật đúc thường xảy ra khi đúc kim loại mẫu (nhôm, đồng ...).
- Xốp co tập trung:

- a) Tại các vùng thành dày của vật đúc;
- b) Tại các vùng bị quá nhiệt, thí dụ vùng gần rãnh dẫn;
- c) Xốp co đường tâm.

Ta hãy xét sơ đồ hình thành xốp co đường tâm. Ở thời điểm tâm vật đúc đã đạt được nhiệt độ đường lòng, chỉ còn lại một vùng rắn - lỏng có khoảng cách hẹp ở tâm vật đúc. Tiếp theo đó, các tinh thể rắn chìm xuống tạo ra các vùng xít chặt. Các vùng này còn được hình thành do các tinh thể lớn lên từ hai mặt kết tinh đối diện gặp nhau. Các vùng xít chặt chia cột kim loại rắn - lỏng thành các khu vực bị cách ly. Tiếp tục nguội, trong các vùng bị cách ly đó, xốp co hình thành có dạng parabol tương tự sự hình thành lõm co trong vật đúc hình trụ đơn giản chỉ đồng đặc theo mặt bên (một hướng) mà ta đã xét ở trên.

Như vậy nguyên nhân của xốp co đường tâm là sự hình thành các vùng khó bù co và các "cầu" tạo ra các phân bị cách ly trong vật đúc. Để phòng ngừa sự hình thành xốp co đường tâm có thể sử dụng các biện pháp sau :

a) Biện pháp quan trọng nhất là *tạo ra quá trình đông đặc có hướng và thu hẹp vùng hai pha* bằng cách đặt vật làm nguội ngoài, rót vào khuôn kim loại có lớp cách nhiệt được điều chỉnh, sử dụng hỗn hợp làm khuôn cát - sét có độ dẫn nhiệt cao. Việc rót vật đúc thành mỏng ở nhiệt độ cao cũng tạo điều kiện tốt cho quá trình đông đặc có hướng.

b) Khối lượng riêng sẽ tăng lên và xốp co đường tâm giảm đi nếu trong quá trình đông đặc kim loại lỏng chịu *áp suất cao* (xem phần sự hình thành lõm co).

c) *Rung* trong quá trình kết tinh là một biện pháp quan trọng để phá vỡ các "cầu" làm cách ly vật đúc với đậu ngót.

d) Tăng chiều dày vật đúc về phía đậu ngót cũng có thể làm giảm đáng kể vùng xốp co đường tâm.

1.4. ỨNG SUẤT TRONG VẬT ĐÚC

1.4.1. Khái niệm chung

Quá trình đông đặc của hợp kim trong khuôn làm hình thành vật đúc có hình dạng và kích thước tương ứng lỗ hổng đã được gia công trong khuôn đúc. Quá trình nguội của vật đúc là giai đoạn giảm nhiệt độ của nó từ nhiệt độ đường đặc đến nhiệt độ thường (20°C). Tuy nhiên, trong quá trình nguội có xảy ra một số thay đổi vật lý bên

trong vật đúc. Những thay đổi đó ảnh hưởng rất rõ đến những tính chất của vật đúc:

- Hợp kim đúc đạt được giá trị cao nhất về độ bền ở trạng thái nguội.
- Kích thước vật đúc giảm do có quá trình co.
- Trong vật đúc xuất hiện ứng suất do các vị trí khác nhau của vật đúc nguội và co không đồng thời. Những ứng suất đó có thể lớn đến mức làm cho vật đúc bị biến dạng hoặc bị nứt.
- Những chuyển biến pha xảy ra không đồng thời hoặc khác nhau về lượng và chất thì cũng làm hình thành ứng suất trong vật đúc.

Do có sự co, kích thước vật đúc giảm trong quá trình nguội. Độ co dài ΔL phụ thuộc vào hệ số co dài α của kim loại và khoảng nhiệt độ giữa nhiệt độ đường đặc T_s và nhiệt độ môi trường T_0 . Độ co dài được xác định theo phương trình:

$$\Delta L = L\alpha(T_s - T_0) = L\alpha\Delta T, \quad [\text{mm}], \quad (1.31)$$

Trong đó: L là chiều dài đo được của vật đúc.

Khi thể hiện độ co dài theo phần trăm của chiều dài đo được, ta có:

$$\Delta L/L = \alpha \Delta T \cdot 100 \quad [\%]. \quad (1.32)$$

Hệ số co dài α là một đại lượng vật lý, phụ thuộc vào loại kim loại hoặc thành phần hợp kim. Nhưng hệ số co dài thay đổi trong khoảng nhiệt độ từ đường đặc đến nhiệt độ 20°C . Trong phương trình (1.31), α được tính với giá trị trung bình đối với toàn khoảng nhiệt độ ($T_s - T_0$). Hệ số co dài trung bình của gang và thép trong các khoảng nhiệt độ có các giá trị như ở bảng 1.2.

Bảng 1.2. Hệ số co dài của gang và thép

Vật liệu	Hệ số co dài tại khoảng nhiệt độ làm việc			
	20 - 100°C	20 - 200°C	20 - 400°C	20 - 600°C
Gang 3,6% C	$8,6 \cdot 10^{-6}$	$8,8 \cdot 10^{-6}$	$11,3 \cdot 10^{-6}$	$13,2 \cdot 10^{-6}$
Thép 0,3% C	$12,6 \cdot 10^{-6}$	$13,9 \cdot 10^{-6}$	$15,6 \cdot 10^{-6}$	$15,6 \cdot 10^{-6}$

Theo một số tác giả, vật đúc bắt đầu co rắn sớm hơn (trước khi kết thúc đông đặc). Quá trình co rắn bắt đầu tại thời điểm khi đã có một lượng tinh thể tiết ra và giữa chúng đã có một lực liên kết nhất định. Do độ bền của kim loại gần nhiệt độ đường đặc là không đáng kể, cho nên cần phải giả thiết rằng, trong kim loại đang đông đặc không

có một trở lực nào cản trở quá trình co.

Quá trình nguội của vật đúc trong khuôn là quá trình không ổn định về nhiệt, diễn tả quá trình đó bằng mô hình toán rất phức tạp. Do vậy, để có thể thấy rõ điều đó, người ta chỉ diễn tả trạng thái đầu và cuối của quá trình nguội. Sau quá trình đông đặc, trong vật đúc còn tích tụ một lượng nhiệt Q :

$$Q = m c(T_s - T_0) = V \rho c(T_s - T_0) = V \rho c \Delta T_1 \quad [J], \quad (1.33)$$

trong đó: m là khối lượng vật đúc, kg; V - thể tích vật đúc, m^3 ; ρ - khối lượng riêng của kim loại, kg/m^3 ; T_s - nhiệt độ đông đặc, $^{\circ}C$; T_0 - nhiệt độ môi trường = $20^{\circ}C$; c - tỷ nhiệt của kim loại, J/kgK .

Lượng nhiệt đó đi qua bề mặt S của vật đúc vào khuôn trong một thời gian τ_0 , hệ số truyền nhiệt qua bề mặt đó là α_1 và độ chênh nhiệt độ giữa vật đúc và khuôn là $\Delta T_2 = (T_k - T_{kh})$. Như vậy, ta cũng có:

$$Q = S \alpha_1 \Delta T_2 \tau_0 \quad [J]. \quad (1.34)$$

Từ hai phương trình (1.33) và (1.34) tính được thời gian τ_0 ; thời gian nguội τ_0 được coi như là hàm số của hình dạng vật đúc, tính chất vật lý của hợp kim và khuôn và những điều kiện công nghệ:

$$\tau_0 = f\left(\frac{V \rho c \Delta T_1}{S \alpha_1 \Delta T_2}\right) = f\left(\frac{V}{S} \cdot \frac{\rho c}{\alpha_1} \cdot \frac{\Delta T_1}{\Delta T_2}\right) \quad (1.35)$$

Phương trình (1.35) cho thấy rằng, thời gian nguội τ_0 của vật đúc tỷ lệ thuận với môđun đông đặc V/S của vật đúc (V là thể tích và S là diện tích bề mặt toả nhiệt của vật đúc). Đó là đại lượng phụ thuộc vào kết cấu của vật đúc. Ngoài ra, thời gian nguội còn tỷ lệ thuận với các đại lượng vật lý: khối lượng riêng ρ và tỷ nhiệt c của kim loại; tỷ lệ nghịch với hệ số truyền nhiệt α_1 giữa kim loại và khuôn. ΔT_1 có thể được coi như là một giá trị vật lý, bởi vì khi bỏ qua nhiệt độ môi trường $20^{\circ}C$ thì $\Delta T_1 = T_s$ nhiệt độ đông đặc. Thời gian nguội của vật đúc tỷ lệ nghịch với độ chênh nhiệt độ giữa vật đúc và khuôn. Độ chênh này được xác định bởi hệ số hấp thụ nhiệt của khuôn. Trong sản xuất đúc, thời gian nguội của vật đúc được tính từ khi rót xong đến thời điểm lấy vật đúc ra khỏi khuôn (tại thời điểm lấy vật đúc ra khỏi khuôn, nhiệt độ vật đúc xấp xỉ gần bằng nhiệt độ môi trường).

Vật đúc thường có kết cấu phức tạp, bao gồm nhiều thành dày mỏng khác nhau. Do vậy quá trình nguội và co trong vật đúc khó có thể xảy ra một cách đồng thời trên tất cả mọi vị trí của vật đúc. Điều đó có thể làm hình thành ứng suất trong vật đúc. Theo

định lý Hooke, ứng suất được tính bằng phương trình:

$$\pm \sigma = \frac{E \cdot \Delta L}{L} \quad (1.36)$$

và thay ΔL từ phương trình (1.31) vào (1.36), ta có:

$$\pm \sigma = \alpha \cdot E \cdot \Delta T \quad [N/mm^2] \quad (1.37)$$

trong đó: $\pm \sigma$ là ứng suất kéo hoặc nén, N/mm^2 ; α - hệ số giãn nở nhiệt, $1/^\circ C$; E - mô đun đàn hồi, N/mm^2 ; ΔT - mức chênh lệch nhiệt độ trong vật đúc, $^\circ C$.

Giá trị E và α phụ thuộc vào bản chất của hợp kim. Do vậy người ta không thể dùng yếu tố bên ngoài để làm thay đổi các giá trị này. Giá trị ΔT phụ thuộc vào tính chất của hợp kim và cả vào kết cấu của vật đúc và các tính chất của khuôn. Trong những trường hợp có thể và cần thiết, người ta có thể thay đổi kết cấu của vật đúc và tính chất của khuôn để điều chỉnh giá trị ΔT .

Để phân tích ứng suất và diễn giải chúng một cách dễ dàng, người ta chấp nhận những giả thiết sau:

1. Nhiệt độ tới hạn là nhiệt độ mà tại đó kim loại chuyển từ trạng thái dẻo sang trạng thái đàn hồi. Ứng suất trong vật đúc không thể hình thành ở trạng thái dẻo.

Ở trạng thái dẻo, khi chỉ tác dụng một lực nhỏ (chịu tải) thì vật liệu bị biến dạng, và đó là biến dạng dư, nếu như sau khi bỏ tác dụng lực thì vật liệu không trở lại trạng thái ban đầu của nó. Do vậy mà ứng suất không hình thành ở trạng thái dẻo. Trên nhiệt độ tới hạn, vật liệu tồn tại ở trạng thái dẻo, thấp hơn nhiệt độ tới hạn thì vật liệu ở trạng thái đàn hồi.

2. Những tính chất cơ lý, thí dụ: mô đun đàn hồi E và hệ số co giãn nở nhiệt α là không đổi và không phụ thuộc vào nhiệt độ.

1.4.2. Nguyên nhân và phân loại ứng suất hình thành trong vật đúc

Nguyên nhân cơ bản của sự hình thành ứng suất trong vật đúc là sự thay đổi thể tích không đồng thời của kim loại hoặc hợp kim đang nguội tại những vị trí khác nhau trong khuôn. Khi những thay đổi trong các thể tích vi mô được chuyển vào các thể tích vĩ mô thì nó sẽ làm thay đổi kích thước của toàn bộ vật thể. Xuất phát từ quan điểm đó, người ta có thể chia ứng suất thành ba loại sau:

1. Ứng suất loại I: ứng suất vĩ mô hình thành trong tất cả các phần của vật đúc;
2. Ứng suất loại II: ứng suất vi mô hình thành trong phạm vi một tinh thể;

3. Ứng suất loại III: ứng suất siêu vi mô làm thay đổi sự biến dạng của các ô mạng cơ bản trong cấu trúc tinh thể của vật đúc.

Tất cả các loại ứng suất vừa nêu có liên quan với nhau. Tuy nhiên, trong phạm vi của giáo trình này chỉ tập trung đề cập đến ứng suất loại I - ứng suất vĩ mô ảnh hưởng đến tất cả các phần của vật đúc. Đối với ứng suất loại I đã có nhiều khái niệm được đăng tải trong các tài liệu tham khảo. Nhưng trong nội dung của chương này sẽ chỉ tập trung vào những ứng suất cơ bản không mang tính trùng lặp.

Sự giãn nở nhiệt và chuyển biến pha gây ra những thay đổi thể tích. Nếu hợp kim đúc là vật liệu đa tinh thể và nếu trường nhiệt độ trong vật đúc đang nguội là không đồng đều, thì sẽ có cả hai sự thay đổi thể tích. Hai sự thay đổi đó thường tác dụng trái ngược nhau. Đối với trường hợp vật đúc có kết cấu vững chắc và không được phép cong vênh, thì quá trình nguội không đẳng nhiệt sẽ gây ra sự nguy hiểm đặc biệt.

Sự co không đồng đều trong các phần của vật đúc là nguyên nhân gây ra ứng suất, bởi vì thành mỏng nguội nhanh hơn thành dày. Thành dày sẽ co trong giai đoạn cuối cùng và phần này sẽ dễ bị biến dạng sớm hơn so với phần thành mỏng nằm giữa đã đông đặc. Do vậy, phần thành dày của vật đúc chịu ứng suất kéo, phần thành mỏng chịu ứng suất nén. Đó là *ứng suất nhiệt*.

Trong quá trình nguội ở trạng thái đặc, xảy ra sự kết tinh lại, thí dụ đối với thép có sự chuyển biến pha $\gamma \rightarrow \alpha$. Sự chuyển biến pha làm thay đổi thể tích, do vậy ứng suất hình thành. Ứng suất hình thành trong trường hợp này được gọi là *ứng suất pha*. Sự hình thành ứng suất này gắn liền với các quá trình chuyển biến pha theo thứ tự trong các thành dày của vật đúc và trong những thời điểm khác nhau của quá trình nguội.

Ngoài hai ứng suất đã nêu, trong vật đúc do sự cản co mà ứng suất có thể hình thành. Trong trường hợp này, quá trình co tự do bị cản bởi khuôn hoặc ruột quá cứng, do vậy mà ứng suất hình thành, đó là *ứng suất co*. Các ứng suất được lần lượt mô tả và phân tích sau đây.

1.4.3. Những ứng suất hình thành trong vật đúc

Ứng suất nhiệt

Hình 1.15a thể hiện vật đúc có dạng hình chữ T, bao gồm hai phần: phần mỏng 1 có tiết diện F_1 , phần dày 2 có tiết diện F_2 . Đường nguội của chi tiết như trên hình 1.15b. Trên hình, phần mỏng nguội và co theo đường T_1 , phần dày nguội và co theo đường T_2 . Từ khi bắt đầu đông đặc và nguội cho tới thời điểm τ_0 thì cả hai phần của vật đúc còn

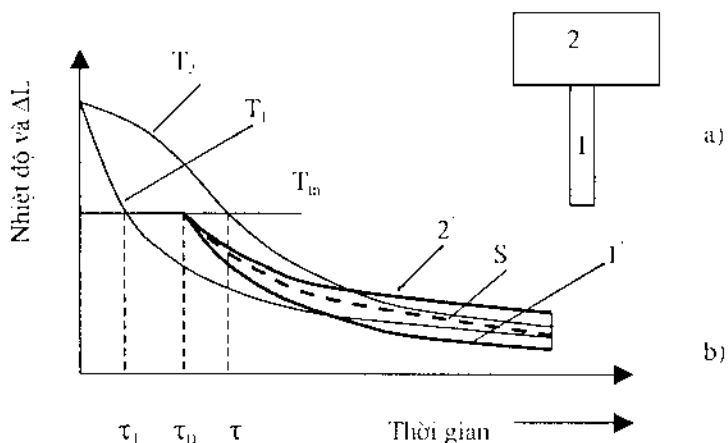
nằm trong vùng biến dạng dẻo, do vậy mà ứng suất chưa hình thành. Từ thời điểm τ_0 đến τ_2 , phần mỏng 1 đã bắt đầu nguội; nhưng phần dày 2 còn ở trạng thái dẻo, do vậy, ứng suất vẫn chưa hình thành. Từ thời điểm τ_2 trở đi, cả hai phần của vật đúc đều nằm trong vùng biến dạng đàn hồi. Giả sử hai phần 1 và 2 không liên kết với nhau, thì phần 1 co tự do theo đường 1', còn đường 2' thể hiện quá trình co tự do của phần 2. Hai đường này cùng xuất phát từ một điểm chung ở thời điểm τ_2 , tại đó ứng suất còn bằng 0. Trong thực tế, hai phần liên kết với nhau, không thể co tự do; chúng tương tác lẫn nhau trong quá trình co khi nguội. Do vậy, vật đúc chữ T sẽ co theo đường S (đường nét đứt) nằm giữa đường cong 1' và 2'. Dựa vào vị trí của đường cong 1' và 2' so với đường cong S, ta thấy rằng, trong phần dày ứng suất kéo (+) hình thành, trong phần mỏng hình thành ứng suất nén (-). Khi trong vật đúc có tác dụng của ứng suất kéo và nén, thì vật đúc chữ T bị biến dạng. Ứng suất trong vật đúc hình thành trong trường hợp vừa nêu được gọi là *ứng suất nhiệt*.

Như vậy, ứng suất nhiệt hình thành khi quá trình nguội và co của các phần trong vật đúc xảy ra không đồng thời. Độ lớn của ứng suất nhiệt phụ thuộc vào độ chênh lệch tiết diện của các phần trong vật đúc. Sự khác nhau về tiết diện của các phần trong vật đúc càng lớn, thì độ lớn của ứng suất nhiệt hình thành trong vật đúc càng lớn. Điều đó được thể hiện bằng quan hệ sau:

$$\sigma_1.F_1 = \sigma_2.F_2 \text{ hoặc } \sigma_1 : \sigma_2 = F_2 : F_1,$$

trong đó: F_1, F_2 là tiết diện của phần mỏng 1 và phần dày 2; σ_1, σ_2 là ứng suất nén và kéo trong phần 1 và phần 2.

Ứng suất còn tồn tại trong vật đúc sau khi quá trình nguội đã kết thúc được gọi là *ứng suất dư*. Thông thường độ lớn của ứng suất nhiệt quyết định giá trị ứng suất dư trong vật đúc.



Hình 1.15. Quá trình hình thành ứng suất nhiệt

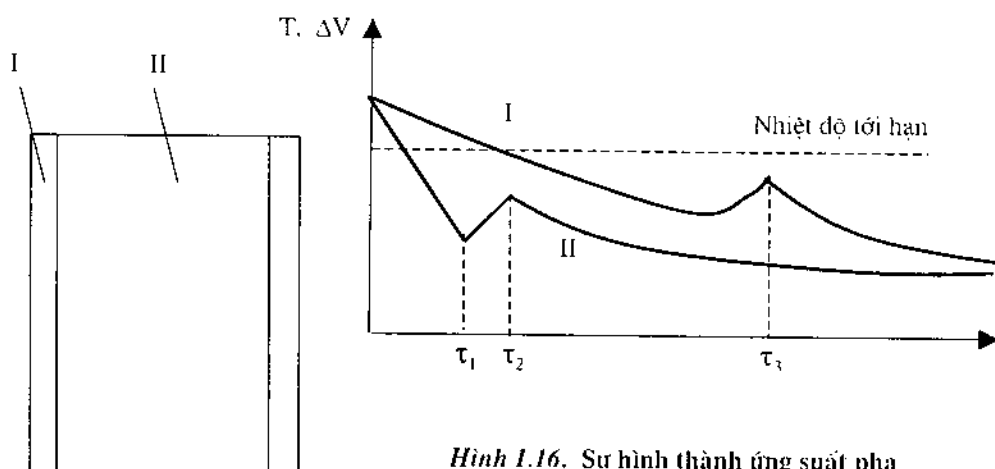
Ứng suất pha

Ứng suất pha được gây ra bởi sự khác nhau về thể tích riêng của pha mới được hình thành so với pha cũ. Thí dụ đối với thép đúc trong quá trình nguội có chuyển biến pha $\delta \rightarrow \gamma$ (ở nhiệt độ cao) và chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$ ở nhiệt độ dưới 900°C . Chuyển biến thứ nhất không gây ra sự thay đổi đáng kể về thể tích, nhưng trong chuyển biến thứ hai thể tích thép tăng lên một cách đáng kể. Các giá trị khối lượng riêng và thể tích riêng của các thành phần tổ chức quan trọng của thép đúc và gang đúc được thể hiện trong bảng 1.2.

Bảng 1.2. Khối lượng riêng và thể tích riêng một số tổ chức tế vi của gang và thép

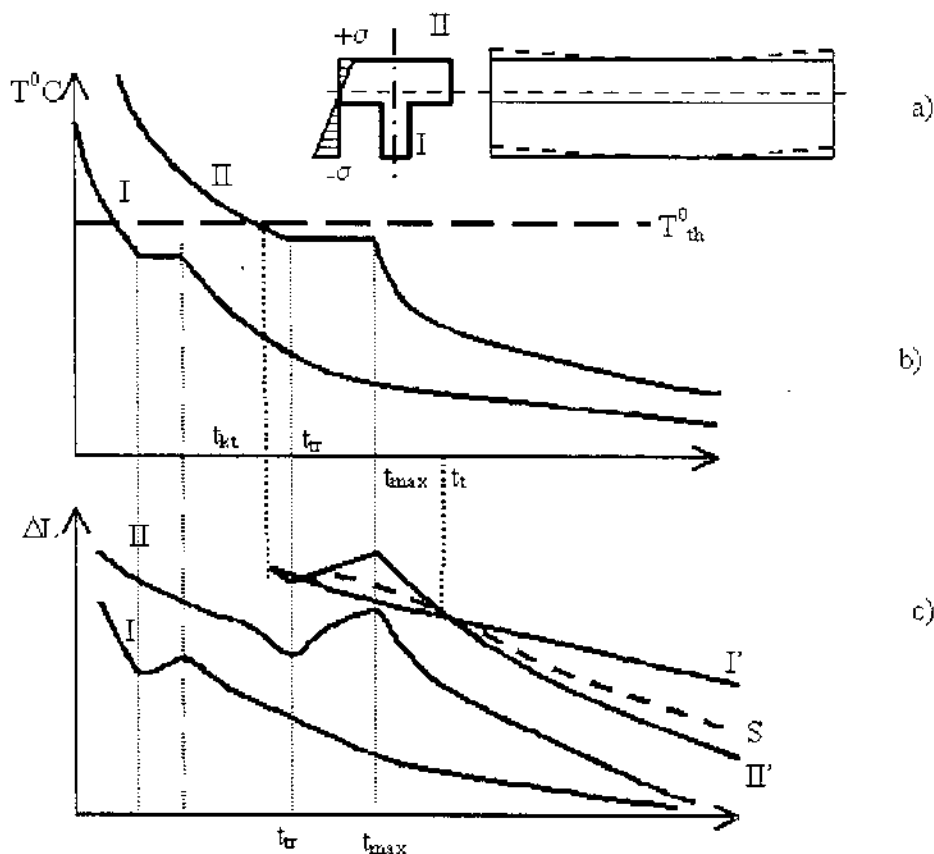
Đại lượng vật lý	Thành phần tổ chức				
	Ferit	Xementit	Austenit	Peclit	Mactensit
Khối lượng riêng	7,864	7,670	7,843	7,778	7,633
Thể tích riêng	0,1271	0,1304	0,1275	0,1286	0,1310

Bảng 1.2 cho ta thấy rằng, mactensit có thể tích riêng lớn nhất. Do vậy, khi có sự hình thành mactensit trong pha mới, thì ứng suất pha có giá trị lớn. Ứng suất này được hình thành khi vật đúc thép hoặc gang được làm nguội rất nhanh, bởi vì trong điều kiện đó nhiệt độ chuyển biến pha $\gamma \rightarrow \alpha$ giảm xuống rất thấp. Ngược lại, khi làm nguội chậm quá trình chuyển biến austenit thành peclit ($\gamma \rightarrow \alpha$) xảy ra ở nhiệt độ cao hơn, đồng thời thể tích tăng ít hơn. Như vậy, ứng suất hình thành sẽ không gây ra sự nguy hiểm, bởi vì tổ chức có ferit ở nhiệt độ cao tương đối dẻo hơn tổ chức mactensit.



Hình 1.16. Sự hình thành ứng suất pha

Hình 1.16 thể hiện vật đúc đơn giản hình trụ đặc. Một cách đơn giản, có thể coi lớp vỏ ngoài mỏng hơn được ký hiệu bằng I, lớp trong dày là lớp II và giản đồ biểu diễn độ co của lớp ngoài và lớp trong theo thời gian nguội. Đường I và II thể hiện quá trình co của lớp ngoài và lớp trong. Trong trường hợp này, chúng ta chỉ xem xét sự hình thành ứng suất pha do sự thay đổi thể tích lúc chuyển biến pha gây ra. Lớp ngoài nguội nhanh hơn, cho nên quá trình co xảy ra cho đến τ_1 . Tại τ_1 bắt đầu quá trình chuyển biến pha ở lớp ngoài và nó kết thúc tại thời điểm τ_2 . Giữa hai thời điểm này có sự giãn nở do quá trình chuyển biến pha. Cả hai sự thay đổi thể tích vừa nêu của lớp ngoài không gây ra ứng suất, bởi vì lớp trong đang còn ở trạng thái dẻo. Nhưng khi lớp trong nguội tiếp, nhiệt độ của nó nằm dưới nhiệt độ tối hạn và quá trình co của lớp trong tiếp tục đến khi xảy ra sự chuyển biến pha ở lớp bên trong, thì thể tích của lớp này tăng lên cho đến thời điểm τ_3 . Do lớp ngoài đã ở trạng thái đàn hồi, cho nên ứng suất pha được hình thành. Trong trường hợp này, ở lớp ngoài hình thành ứng suất kéo, ở lớp trong hình thành ứng suất nén và ứng suất pha ngược chiều với ứng suất nhiệt.



Hình 1.17. Sự hình thành ứng suất nhiệt và ứng suất pha trong vật đúc

Ở trên chúng ta đã phân tích quá trình hình thành ứng suất nhiệt và pha một cách riêng biệt với mục đích là chỉ giải thích cơ cấu hình thành chúng. Trong thực tế sản xuất những vật đúc gang và thép nói chung, quá trình co và chuyển biến pha xảy ra đồng thời. Do vậy người ta cần xem xét phân tích sự hình thành đồng thời của cả hai loại ứng suất pha và nhiệt.

Hình 1.17a thể hiện sự hình thành ứng suất pha và ứng suất nhiệt trong quá trình nguội của vật đúc. Khi có tác dụng của ứng suất nén và kéo, vật đúc bị biến dạng theo đường nét đứt. Hình 1.17b thể hiện quá trình nguội của thành mỏng (I) và thành dày (II). Quá trình chuyển biến pha xảy ra dưới nhiệt độ tối hạn - nhiệt độ phân chia biến dạng dẻo và biến dạng đàn hồi. Khi chuyển biến pha xảy ra trong thành mỏng (I) thì thành dày (II) còn nằm trong vùng biến dạng dẻo, do vậy mà chưa có sự hình thành ứng suất. Theo giản đồ trên hình 1.17b, người ta có thể thấy rằng, từ khi bắt đầu đông đặc và nguội cho đến thời điểm t_{kr} , ứng suất chưa hình thành. Vào thời điểm t_{kr} , ứng suất nhiệt bắt đầu hình thành. Giả sử hai phần không liên kết với nhau, phần I co tự do theo đường cong I', còn phần II co theo đường cong II' (hình 1.17c). Nhưng khi hai phần I và II liên kết với nhau thành một thể thống nhất, chúng không thể co tự do, mà tác dụng tương tác lẫn nhau. Quá trình co của vật đúc xảy ra theo đường S (đường nét đứt). Hình 1.17c cho thấy rằng, vào thời điểm t_0 chuyển biến pha bắt đầu xảy ra. Trong phần II xuất hiện sự tăng thể tích và ứng suất nén (-) tăng, trong phần I ứng suất kéo (+) tăng đến giá trị cực đại (tại thời điểm t_{max}). Tại đây ta thấy rằng, ứng suất pha ngược dấu với ứng suất nhiệt, cho nên chúng triệt tiêu nhau, nghĩa là ứng suất giảm và bằng 0 tại thời điểm t_1 . Kể từ thời điểm đó (t_1) chỉ còn ứng suất nhiệt phát triển cho đến khi kết thúc quá trình nguội. Cuối cùng trong thành dày ứng suất kéo (+) và trong thành mỏng ứng suất nén lớn lên.

Sau khi đông đặc bắt đầu, vật đúc nằm trong khoảng nhiệt độ ở đó biến dạng dẻo chiếm ưu thế so với biến dạng đàn hồi (thường được gọi là vùng biến dạng dẻo). Trong vùng này, nhìn chung, ứng suất không xuất hiện. Khi tiếp tục nguội vật đúc sẽ đi vào một vùng nhiệt độ thấp hơn ở đó biến dạng đàn hồi chiếm ưu thế (vùng biến dạng đàn hồi). Khoảng nhiệt độ giữa các vùng biến dạng dẻo và đàn hồi có thể có chiều rộng khác nhau. Đối với thép cacbon nó nằm trong khoảng $620\div 650^\circ\text{C}$, đối với gang là $400\div 650^\circ\text{C}$. Ở đây được giả thiết rằng, khoảng nhiệt độ này bằng 0, tức là giữa các vùng biến dạng dẻo và biến dạng đàn hồi chỉ tồn tại một nhiệt độ tối hạn T_{ql} .

Trong trường hợp độ chênh nhiệt độ giữa các phần của vật đúc không lớn, có thể xảy ra trường hợp: phần mỏng của vật đúc đã vào vùng biến dạng đàn hồi, nhưng lúc đó trong phần dày quá trình chuyển biến pha vẫn đang tiếp tục xảy ra. Như vậy ta thấy rằng, trong phần mỏng ứng suất nhiệt có cùng dấu với ứng suất pha và cả hai đều mang

dầu (-), nghĩa là tổng giá trị ứng suất trong phần này có thể đạt giá trị rất cao. Tuy nhiên khi vật đúc nguội tiếp, chuyển biến pha cũng xảy ra trong phần dày. Điều này làm giảm một phần biến dạng đàn hồi do quá trình chuyển biến pha trong phần mỏng gây ra và giải phóng vật đúc khỏi ứng suất pha. Như vậy ứng suất pha chỉ là ứng suất tức thời, bởi vì trong quá trình nguội nó xuất hiện, đạt giá trị cực đại rồi lại giảm và cuối cùng bị triệt tiêu sau khi quá trình chuyển biến pha kết thúc.

Ứng suất co

Ngoài hai ứng suất đã được nêu ở trên, ứng suất co cũng có thể hình thành trong vật đúc. Trong trường hợp khuôn hoặc ruột quá cứng cản lại sự co tự do của vật đúc thì nó gây ra sự hình thành ứng suất. Ứng suất đó được gọi là *ứng suất co*. Ứng suất gây ra do sự cản co của khuôn hoặc ruột cũng không hình thành một cách riêng lẻ. Do vậy cần giả thiết rằng, tất cả ba ứng suất được nêu (ứng suất nhiệt, pha và co) tác dụng một cách đồng thời trong những vật đúc có kết cấu thông thường. Người ta không thể giải thích một cách chung về những quy luật hình thành ứng suất co, bởi vì sự hình thành ứng suất co phụ thuộc vào nhiều yếu tố: hình dạng vật đúc, độ bền và độ lún của hỗn hợp khuôn, ruột (những tính chất của hỗn hợp làm khuôn, ruột).

1.4.4. Tác dụng tổng hợp của tất cả các ứng suất trong vật đúc

Trong vật đúc với hình dạng phức tạp (tuỳ theo loại hợp kim đúc) thường tồn tại cả ba ứng suất: ứng suất nhiệt σ_N , ứng suất pha σ_P và ứng suất co σ_C . Như vậy *ứng suất đúc* là tổng hợp của ba ứng suất:

$$\sigma_d = \sigma_N + \sigma_P + \sigma_C.$$

Tác dụng tổng hợp của các ứng suất nêu trên có thể tạo ra những tổ hợp khác nhau. Kết quả tác dụng của các tổ hợp ứng suất có thể được cộng lại hoặc phân ra thành các phần. Theo quan điểm này, sự phân tích ứng suất trong vật đúc trình bày tóm tắt trong bảng 1.3.

Bảng 1.3 cho thấy rằng, ứng suất nhiệt gây ra ứng suất nén trong thành mỏng của vật đúc và ứng suất kéo trong thành dày. Ứng suất pha có thể một mặt là ứng suất kéo còn mặt khác là ứng suất nén. Trong một số trường hợp, ứng suất pha có thể không hình thành (bằng 0). Ứng suất co gây ra ứng suất kéo trong thành mỏng và cả trong thành dày.

Những ứng suất này phần lớn biến mất sau khi lấy vật đúc ra khỏi khuôn; trong trường hợp nếu lúc đó trong vật đúc còn tồn tại ứng suất thì được gọi là ứng suất dư; trong thành mỏng có ứng suất nén và trong thành dày ứng suất kéo.

Bảng 1.3. Tác dụng tổng hợp (dấu) của ứng suất trong vật đúc

Vị trí hình thành ứng suất	Ứng suất nhiệt	Ứng suất pha	Ứng suất co	Ứng suất khi lấy vật đúc ra khỏi khuôn
Thành mỏng (lớp ngoài)	-	+	+	
		-		-
		0		0
Thành dày (lớp trong)	+	+	+	
		-		+
		0		0

Tổng các ứng suất cùng dấu trong vật đúc thường là rất nguy hiểm. Thí dụ, trong các thành dày tổng của ứng suất nhiệt cộng với ứng suất co có thể vượt giá trị độ bền của vật liệu. Đối với các thành mỏng, những ứng suất nêu trên là khác dấu nhau, chúng bù trừ nhau; giá trị ứng suất còn lại thường nhỏ hơn giá trị độ bền vật liệu (trong trường hợp đặc biệt giá trị đó có thể đủ bằng độ bền vật liệu). Do vậy trong các thành dày của vật đúc, do hiệu quả tác dụng của cả hai ứng suất nhiệt và co mà xu hướng nứt xảy ra nhiều hơn so với trong trường hợp thành mỏng. Tuy nhiên, trong những trường hợp như vậy, không phải vì khuyết tật vừa nêu mà người ta không được phép làm tăng thành dày vật đúc lúc cần thiết. Ứng suất dư trong vật đúc thường không ổn định và giảm theo thời gian. Nếu như giá trị ứng suất kéo đạt đến giá trị cao trong một số vị trí của vật đúc, thì vật đúc có thể bị nứt khi có sự va đập.

1.4.5. Ứng suất trong tiết diện của thành dày vật đúc

Trên đây chúng ta chỉ xem xét và phân tích sự hình thành ứng suất pha trong vật đúc hình trụ đơn giản. Đối với vật đúc hình trụ đặc, có xuất hiện những sự khác nhau về nhiệt giữa bề mặt và tâm vật đúc. Bề mặt vật đúc nguội nhanh hơn phạm vi bao quanh trục nhiệt. Vùng bao quanh trục nhiệt nguội và co chậm hơn so với bề mặt vật đúc. Nếu vận dụng sự giải thích về sự hình thành ứng suất trong vật đúc, chúng ta có thể coi bề mặt vật đúc là phần nguội nhanh hơn (thành mỏng) và bên trong là phần nguội chậm hơn của vật đúc (thành dày). Lớp bề mặt được ký hiệu là P, lớp bên trong là V, đường kính hình trụ là D và chiều cao là H. Lớp bề mặt P nguội nhanh hơn vùng tâm V, do vậy trong vật đúc có hình thành những ứng suất:

1- Vào thời điểm đầu của quá trình nguội, trong mặt cắt dọc hình thành ứng suất kéo ở lớp bề mặt; bên trong vật đúc chịu ứng suất nén. Trong quá trình nguội tiếp theo, bên trong sẽ co nhiều hơn, bởi vì nó có nhiệt độ cao hơn bề mặt. Mức độ co lớn hơn của vùng tâm vật đúc dọc theo trục của nó làm hình thành ứng suất có dấu ngược lại. Nghĩa

là lớp bề mặt chịu ứng suất nén, còn bên trong chịu ứng suất kéo theo hướng trục của vật đúc.

2- Bề mặt cũng co theo hướng kính đến trục của vật đúc. Cũng như trên đã nêu, vào thời điểm đầu của quá trình nguội, phần trong chịu ứng suất nén do sự co theo hướng kính, còn bề mặt (phần ngoài của tiết diện ngang) chịu ứng suất kéo theo hướng tiếp tuyến. Trong quá trình nguội tiếp cho đến khi vật đúc nguội hoàn toàn, phần ngoài co ít hơn; phần trong có nhiệt độ còn cao hơn so với phần ngoài, cho nên co nhiều hơn. Giữa phần trong và ngoài của vật đúc hình thành ứng suất kéo theo hướng kính. Bề mặt vật đúc tác dụng như tấm cản hình cung, nó ngăn cản sự chuyển dịch theo hướng kính của các phần tử bề mặt. Do vậy ở lớp ngoài hình thành ứng suất nén theo hướng tiếp tuyến.

1.4.6. Các khuyết tật đúc hình thành do ứng suất

Những giải thích trong các phần trên cho thấy rằng, ứng suất nhiệt là loại ứng suất có tính quyết định. Do quá trình nguội trong các phần của vật đúc xảy ra không đồng thời, cho nên cuối cùng ứng suất kéo hình thành trong thành dày và trong thành mỏng xuất hiện ứng suất nén. Sau quá trình đông đặc và nguội nếu còn tồn tại ứng suất, thì ứng suất đó được gọi là *ứng suất dư*.

Nếu những phần dày mỏng tạo nên vật đúc không cân xứng, ứng suất trong các phần đó được gây ra bởi biến dạng đàn hồi làm cong vênh vật đúc - gọi là khuyết tật cong vênh.

Trong trường hợp các thành dày và mỏng của vật đúc được sắp xếp một cách đối xứng qua trục của nó, ứng suất không thể hiện ra ngoài như trường hợp trên và lưu lại trong vật đúc dưới dạng ứng suất dư. Nếu ứng suất dư vượt giới hạn dẻo của hợp kim đúc thì phần chịu ứng lực bị biến dạng, nhưng sự biến dạng đó khó nhận ra trên vật đúc. Tuy nhiên khi giá trị ứng suất lớn hơn giới hạn bền của hợp kim đúc thì vật đúc bị phá huỷ – *nứt*.

Sự cong vênh của vật đúc

Vật đúc bị cong vênh do ứng suất dư gây ra. Theo sự giải thích trong các phần trước, ứng suất kéo hình thành trong thành dày, ứng suất nén trong thành mỏng. Những ứng suất này gây ra sự cong vênh vật đúc; phần dày cong vào bên trong, còn phần mỏng cong phình ra. Thí dụ, sự cong vênh như thế thường xuất hiện ở vật đúc - chi tiết thân máy dài dùng cho máy tiện.

Nứt trong vật đúc

Nếu vật đúc có kết cấu đối xứng hoặc cứng vững đến mức nó không cho phép xảy ra biến dạng khi có ứng suất dư, thì ứng suất dư lưu lại trong vật đúc. Hợp kim đúc tuân theo các quy luật biết được qua quá trình thử mẫu kéo mà chúng ta hằng quen biết. Trong quá trình dẫn dài (biến dạng đàn hồi), ứng suất tăng tỷ lệ thuận từ 0 cho đến giới hạn đàn hồi σ_E . Giới hạn đàn hồi đạt được khi độ dẫn dài tương ứng điểm bắt đầu biến dạng dẻo.

Nếu độ dẫn dài tiếp tục tăng, ứng suất không tăng tỷ lệ thuận với độ dẫn dài, mà tăng chậm cho đến giới hạn trượt σ_K . Hợp kim đúc đạt giá trị giới hạn trượt khi độ dẫn dài đạt giá trị tương ứng điểm bắt đầu chảy dẻo. Nếu lúc này ngừng chất tải (bỏ tải khỏi vật đúc), thí dụ: loại bỏ ứng suất dư, thì độ dẫn dài giảm, nhưng không bao giờ nó giảm về giá trị ban đầu. Độ dẫn dài lưu lại trên vật đúc được coi là biến dạng dư. Đối với vật liệu có độ dẻo dai thấp hoặc vật liệu giòn, giới hạn trượt thực tế bằng giới hạn bền. Nếu trong vật đúc bằng vật liệu giòn (độ dẻo thấp) có hình thành ứng suất dư và giá trị ứng suất dư cao hơn giới hạn bền, thì vật đúc bị phá hủy - nứt. Nứt do ứng suất gây ra trên vật đúc là kẽ hở thẳng hoặc cong, được hình thành ở nhiệt độ thấp. Bề mặt vết nứt thường sạch, có dạng hạt, chỉ rất ít khi mới thể hiện màu sáng bóng. Sự hình thành vết nứt trên vật đúc làm ngừng quá trình biến dạng đàn hồi. Bề rộng của vết nứt cho biết mức độ biến dạng của các phần vật đúc gây ra sự hình thành ứng suất. Độ mở của vết nứt là một dấu hiệu đặc biệt cho biết rằng trong vật đúc đã có ứng suất dư hình thành và đã được giải phóng. Qua đó người ta có thể phân biệt vết nứt gây ra bởi ứng suất dư trong vật đúc với vết nứt gây ra do nguyên nhân khác, thí dụ: va đập.

Nứt nguội

Nứt nguội hình thành ở nhiệt độ thường, do vậy bề mặt nứt nguội thường có ánh kim. Nứt nguội xuất hiện khi ứng suất dư lớn hơn giới hạn bền của hợp kim đúc. Những vật đúc bằng hợp kim với độ dẫn nhiệt kém, tính dẻo thấp và có kết cấu phức tạp (thành dày mỏng khác nhau nhiều) thường có khả năng xuất hiện nứt nguội lớn nhất. Do vậy để phòng tránh nứt nguội cần phải tạo được tốc độ nguội đồng đều tại mọi vị trí khác nhau của vật đúc, thí dụ có thể sử dụng sắt nguội hoặc điều chỉnh kết cấu vật đúc.

1.4.7. Các yếu tố ảnh hưởng đến ứng suất trong vật đúc

a) Kết cấu vật đúc

Trong những phần trên đã cho ta thấy rằng, ứng suất nhiệt là yếu tố chính quyết định đối với ứng suất dư trong vật đúc. Quá trình nguội không đồng thời trong các phần

của vật đúc là nguyên nhân làm hình thành ứng suất nhiệt. Do vậy, đối với vật đúc phức tạp có nhiều thành dày mỏng khác nhau, cần phải điều chỉnh các phần của vật đúc sao cho mọi phần đều có bề dày như nhau (đồng đều) để tránh hoặc giảm ứng suất dư trong vật đúc. Sự khác nhau giữa các thành dày trong một vật đúc càng lớn, khả năng tồn tại ứng suất dư sau quá trình nguội càng lớn.

Khi các phần của vật đúc có chiều dày như nhau và khuôn có quá trình tích nhiệt như nhau ở tất cả mọi vị trí, toàn bộ vật đúc nguội một cách đồng đều và trong vật đúc không hình thành ứng suất dư.

Điều chỉnh kết cấu vật đúc là biện pháp loại bỏ nguyên nhân gây ra sự hình thành ứng suất nhiệt. Nếu xét về mặt ứng suất nhiệt, kết cấu vật đúc đã được điều chỉnh một cách hợp lý mà vẫn tồn tại một giá trị ứng suất dư, thì chứng tỏ có tác dụng của các yếu tố khác (thí dụ: quá trình co, graphit hoá).

b) Ảnh hưởng của hợp kim đúc

Trong thực tế, khi thiết kế chi tiết máy được sản xuất theo công nghệ đúc, người ta không thể đảm bảo một cách chắc chắn rằng tất cả các phần của vật đúc có thể có cùng một chiều dày. Điều đó có nghĩa rằng, trong vật đúc thường có tồn tại một ứng suất dư nhất định. Thông thường mức độ khác nhau về thành dày trong một vật đúc là không lớn, cho nên ứng suất dư cũng nhỏ và người ta có thể xuất xưởng vật đúc. Đối với những vật đúc có sự khác nhau đáng kể về thành dày mỏng và như vậy ứng suất dư lớn hơn, thì người ta phải dùng biện pháp thích hợp để làm giảm ứng suất và tránh sự phá huỷ chi tiết đúc lúc đang được sử dụng trong sản xuất.

Phương trình (1.36) cho thấy rằng, để có thể làm giảm ứng suất người ta hoặc làm giảm ΔL hoặc môđun đàn hồi E. Độ co dân kích thước ΔL như đã được giải thích, phụ thuộc một mặt vào quá trình nguội không đồng thời của các phần trong vật đúc, nghĩa là phụ thuộc vào kết cấu của vật đúc, mặt khác vào hệ số co hoặc giãn nở nhiệt của hợp kim đúc.

Khi ứng suất dư cao hơn giới hạn trượt có tính chất, những hợp kim dẻo dai bị biến dạng. Do vậy, những vật đúc bằng những hợp kim có tính chất đó, thí dụ: thép hoặc gang cầu, ít bị nứt, mặc dầu trong nó có tồn tại ứng suất dư.

c) Ảnh hưởng của các điều kiện công nghệ

Ở các phần trên khi xem xét vấn đề, thì toàn bộ bề mặt khuôn (bề mặt tiếp xúc với vật đúc) được coi như có cùng tính chất, đặc biệt có cùng hệ số truyền nhiệt. Điều đó

có nghĩa là phần nhiệt ít hơn của thành mỏng được khuôn truyền đi sớm hơn so với phần nhiệt lớn hơn của thành dày.

Để làm cân bằng hoặc làm giảm sự khác nhau về tốc độ nguội trong các phần của vật đúc, có thể hiệu chỉnh khuôn bằng cách khuôn được làm bằng các vật liệu khác nhau, nghĩa là tại nơi tiếp xúc với thành mỏng của vật đúc, khuôn được làm bằng vật liệu có hệ số truyền nhiệt nhỏ hơn; nhưng tại nơi tiếp xúc với thành dày thì sử dụng vật liệu có hệ số truyền nhiệt cao hơn, độ dẫn nhiệt và tích nhiệt cao hơn.

Người ta dùng vật liệu có độ dẫn nhiệt kém hơn chỉ trong trường hợp đặc biệt. Như vậy phương pháp thứ hai - vật liệu có độ dẫn nhiệt cao tiếp xúc với thành dày của vật đúc, được dùng nhiều hơn. Phần khuôn tiếp xúc với thành dày của vật đúc được làm bằng vật liệu có độ dẫn nhiệt cao hơn hỗn hợp bình thường, thí dụ có thể dùng gạch manhezit hoặc hỗn hợp có chứa bột kim loại; hoặc tại vị trí đó người ta có thể đặt sắt nguội. Độ dẫn nhiệt của một số vật liệu được thể hiện trong bảng 1.4.

Bảng 1.4. Độ dẫn nhiệt của một số vật liệu

Vật liệu	Độ dẫn nhiệt $W m^{-1} K^{-1} \cdot 10^3$	Chú thích
Cát đầm chặt	0,755	Hệ số dẫn nhiệt của các vật liệu thay đổi theo nhiệt độ. Giá trị được nêu trong các tài liệu không giống nhau. Mức độ chính xác tùy theo phương pháp đo.
Samót	0,813	
Manhezit	4,65	
Gang	46,5	
Thép	58,1	
Nhôm	191,8	
Đồng	384,0	

1.4.8. Biện pháp làm giảm ứng suất dư trong vật đúc

a) Sự hoá già tự nhiên

Trong vật đúc có ứng suất dư sau quá trình nguội, cũng hình thành quá trình biến dạng của vật liệu và biến dạng dư ở nhiệt độ thường. Những quá trình này làm giảm dần nguyên nhân gây ra ứng suất - biến dạng đàn hồi. Ứng suất trong vật đúc giảm tương ứng với sự giảm của biến dạng đàn hồi ΔL .

Quá trình giảm ứng suất như vậy trong vật đúc được gọi là quá trình *khử ứng suất*. Tốc độ khử ứng suất phụ thuộc vào giá trị ứng suất ban đầu, nhiệt độ của quá trình khử ứng suất và thời gian.

Ở nhiệt độ thường quá trình khử ứng suất xảy ra rất chậm. Sự làm giảm ứng suất trong vật đúc bằng quá trình khử ứng suất ở nhiệt độ thường (nhiệt độ môi trường tự nhiên) được gọi là *hoá già tự nhiên*. Theo quy trình hoá già tự nhiên, vật đúc được đặt trên các sân bãi trong thời gian 1 đến 2 năm trước khi gia công cơ. Trong thời gian đó, dưới tác dụng của sự thay đổi thời tiết (nhiệt độ) và sự phân huỷ lớp rỉ bề mặt, quá trình khử ứng suất xảy ra. Qua đó lớp bề mặt có ứng suất lớn nhất bị tác động. Sau thời gian 2 năm dưới tác động của các yếu tố nêu trên, ứng suất trong vật đúc giảm được 10 đến 20%. Mức giảm như thế là tương đối nhỏ. Để có thể tăng mức giảm ứng suất trong vật đúc, người ta có thể tiến hành quá trình khử ứng suất ở nhiệt độ cao hơn. Quá trình này được gọi là hoá già nhân tạo.

b) Hoá già nhân tạo

Hoá già tự nhiên không kinh tế, bởi vì vật đúc phải lưu lại trên kho bãi trong thời gian dài 1 đến 2 năm. Hơn nữa đối với vật đúc lớn và nặng, khó có thể bảo quản được đến 2 năm. Do vậy, để có thể làm giảm ứng suất dư trong vật đúc một cách kinh tế, người ta phải tiến hành nung vật đúc đến nhiệt độ nhất định. Phương pháp này được gọi là “nung vật đúc để giảm ứng suất dư” hoặc *hoá già nhân tạo*.

Theo phương pháp này, vật đúc được nung chậm đến nhiệt độ cao hơn tại nhiệt độ đó quá trình khử ứng suất xảy ra nhanh hơn. Thời gian toàn bộ quá trình khử kéo dài chỉ vài giờ. Thực tế đã chứng minh rằng, mức độ giảm ứng suất trong vật đúc phụ thuộc chủ yếu vào nhiệt độ nung và chất lượng (độ bền) của vật liệu, ứng suất trong vật đúc lúc đầu giảm nhanh, sau 6 đến 8 giờ chỉ giảm rất chậm. Do vậy, trong thực tế sự kéo dài thời gian nung hơn 8 giờ là không kinh tế, bởi vì hiệu quả của quá trình nung lâu hơn là không đáng kể. Phương pháp hoá già nhân tạo được dùng chủ yếu đối với những vật đúc phức tạp bằng gang xám.

Những vật đúc bằng gang có độ bền thấp (150 đến 200 N/mm^2) được nung 450°C đến 500°C ; những vật đúc với độ bền 250 đến 350 N/mm^2 được nung đến nhiệt độ 500°C đến 550°C .

Đối với phương pháp hoá già nhân tạo, vật đúc phải được nung rất chậm và nhiệt độ trong lò phải đồng đều để tránh sự quá nhiệt cục bộ trong vật đúc. Thí dụ cho thấy rằng, vật đúc sẽ bị nứt, nếu trong quá trình nung sự khác nhau về nhiệt độ giữa phần trong và phần ngoài lớn hơn khoảng 85°C . Đối với quá trình nung để làm giảm ứng suất

đư cũng xảy ra trường hợp nguy hiểm tương tự, nếu có sự khác nhau về nhiệt độ như thế xảy ra trong quá trình nung vật đúc.

Những vật đúc thép, gang cầu và gang dẻo hầu như bao giờ cũng được nhiệt luyện, để có được tổ chức tế vi theo yêu cầu. Nhiệt độ nhiệt luyện thường cao hơn nhiệt độ nung khử ứng suất được nêu ở trên. Do vậy, đối với những vật đúc này nếu có ứng suất dư hình thành trong quá trình đúc rót (đông đặc và nguội), thì nó cũng được khử hoặc làm giảm trong quá trình nung nhiệt luyện.

Chương 2

GANG ĐÚC

2.1. GIẢN ĐỒ TRẠNG THÁI VÀ TỔ CHỨC

2.1.1. Giản đồ trạng thái

Hiện nay hợp kim được sử dụng rộng rãi và phổ biến nhất là hợp kim trên cơ sở của sắt, một loại vật liệu đã phát triển rực rỡ, góp phần đưa khoa học kỹ thuật tiến bộ vượt bậc như ngày nay. Hợp kim nền sắt được nghiên cứu và sử dụng rộng rãi vì sắt có những tính chất khá đặc biệt. Trước hết Fe là một nguyên tố chuyển tiếp với cấu hình điện tử $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$. Trong cấu hình này, lớp 3d chưa đầy thì đã có 2 điện tử nhảy lên mức 4s trong khi lớp 3d vẫn còn khả năng nhận thêm điện tử của các nguyên tố khác, để lại hoá quỹ đạo, tạo liên kết ổn định và tạo thành các pha mong muốn trong hợp kim.

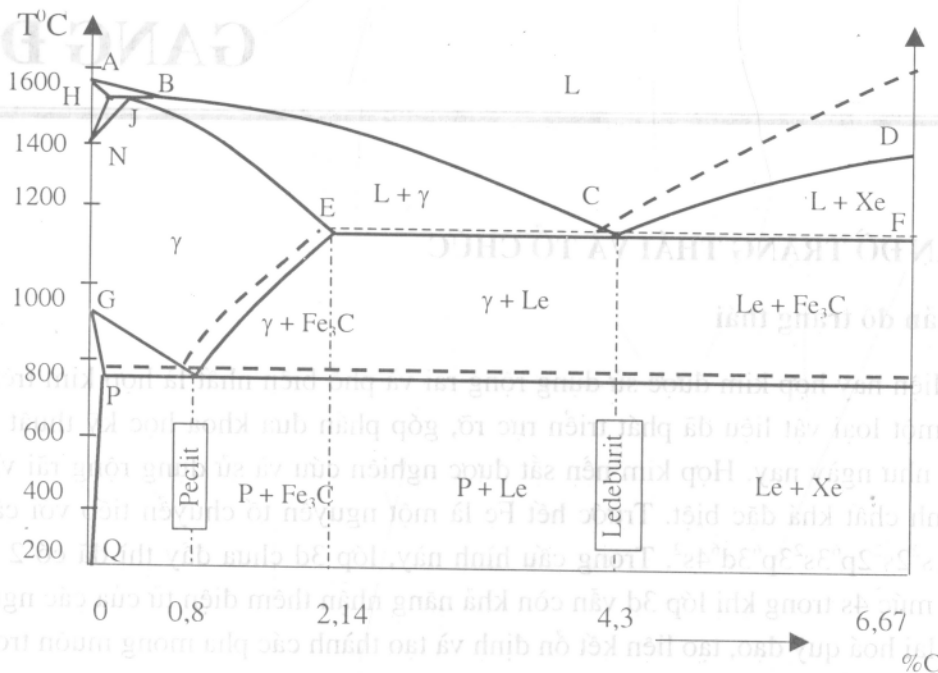
Cacbon là nguyên tố á kim thuộc nhóm 4 trong bảng hệ thống tuần hoàn các nguyên tố hoá học. Đường kính nguyên tử cacbon là 1,54Å, của ion cacbon (C^+) là 1,46Å. Cacbon có hai dạng thù hình là graphit và kim cương. Trong điều kiện bình thường, graphit là dạng thù hình ổn định. Trong hệ Fe-C, cacbon nguyên chất chỉ tồn tại ở dạng graphit có kiểu mạng lục giác với tỷ số $c/a = 2,46$.

Trong hợp kim, sắt và cacbon tương tác với nhau theo hai cách: cacbon hoà tan trong sắt tạo dung dịch rắn xen kẽ đồng thời tác dụng với sắt tạo hợp chất hoá học Fe_3C ,

hoặc cacbon tồn tại ở trạng thái tự do dưới dạng graphit.

Gang và thép là hợp kim của sắt và cacbon với một số nguyên tố khác. Nếu không tính đến các nguyên tố khác thì có thể chia hợp kim Fe-C thành các loại sau đây:

- Thép trước cùng tích: hàm lượng cacbon $< 0,8\%$
- Thép cùng tích: $\%C = 0,8\%$
- Thép sau cùng tích: hàm lượng cacbon từ $0,8\%$ đến $2,14\%$
- Gang trước cùng tinh: $2,14\% < \%C < 4,3\%$
- Gang cùng tinh: hàm lượng cacbon khoảng $4,3\%$
- Gang sau cùng tinh: $\%C > 4,3\%$



Hình 2.1. Giản đồ trạng thái Fe-C (hệ giả ổn định)

Tuỳ thuộc vào trạng thái kết tinh, ổn định hay giả ổn định mà ta có hai loại giản đồ trạng thái khác nhau. Giản đồ trạng thái dạng ổn định, theo đường nét đứt trên giản đồ hình 2.1, có các điểm tới hạn dịch về phía bên trái và cacbon tiết ra ở trạng thái graphit. Khi nguội nhanh (hệ giả ổn định), cacbon tiết ra ở trạng thái liên kết Fe₃C. Thành phần tổ chức hợp kim Fe-C có các pha và các tổ chức cơ bản sau đây.

Austenit (A, γ) là dung dịch rắn của cacbon hoà tan xen kẽ trong Fe có mạng lập

phương diện tâm. Đây là pha có tính dẻo, độ dai cao và thuận từ nằm trong vùng NJESG. Đường ES là đường giới hạn hoà tan của cacbon trong austenit khi nhiệt độ thay đổi. Theo đường NJ (hay còn gọi là A4) độ hoà tan của C tăng đến 0,16%. Theo đường GS, độ hoà tan giảm xuống đến 0,8%. Điểm S nằm trên đường cùng tích SPK có nhiệt độ tới hạn $A_1 = 723^{\circ}\text{C}$. Từ điểm J và điểm S về sau, khi tăng hàm lượng cacbon thì vùng γ bị thu hẹp và khép kín tại điểm E (2,14% C, 1147°C).

Ferit α (F, α). là dung dịch rắn của cacbon hoà tan xen kẽ trong Fe- α . Ferit có mạng lập phương thể tâm, tồn tại trong vùng GPQ. Lượng hoà tan lớn nhất của cacbon trong Fe- α là 0,025% (điểm P) và giá trị nhỏ nhất là 0,006% (điểm Q). Dưới nhiệt độ $A_2 = 768^{\circ}\text{C}$, ferit có từ tính rất mạnh, độ dẻo dai tương đương austenit.

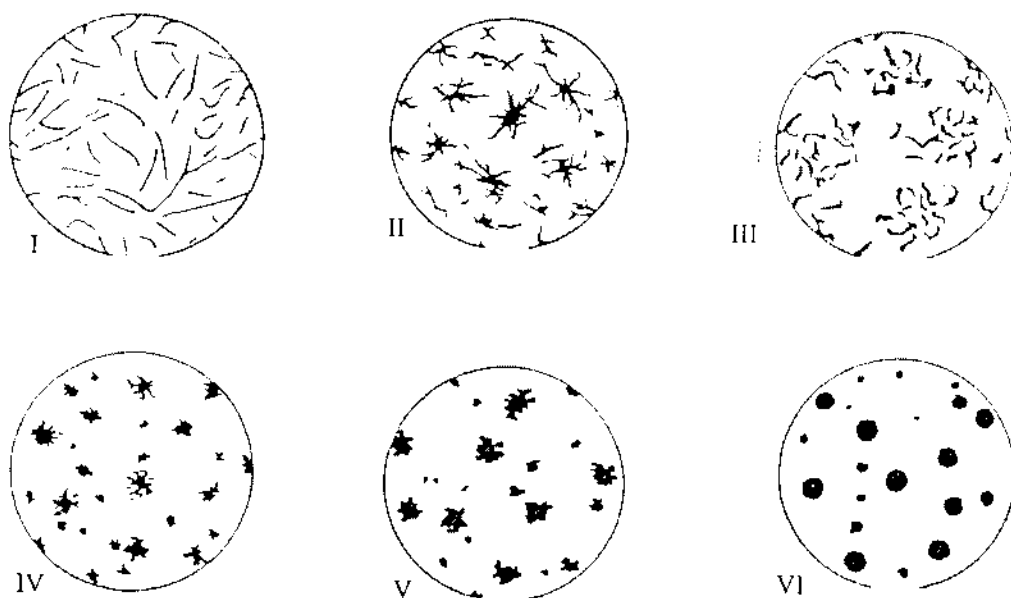
Ferit δ (F, δ). Đây là dung dịch rắn xen kẽ của cacbon trong Fe- δ , cũng có mạng lập phương thể tâm như Fe- α . Pha này tồn tại trong vùng HAN ở nhiệt độ cao hơn 1400°C .

Xementit (Xe, Fe_3C) là hợp chất hoá học của cacbon với sắt, có kiểu mạng trực thoi phức tạp, mỗi ô cơ bản có 4 nguyên tử cacbon với 12 nguyên tử sắt để thoả mãn công thức Fe_3C . Các nguyên tử C nằm ở vị trí lỗ hổng 8 mặt tạo nên bởi 6 nguyên tử Fe. Các thông số mạng là: $a = 4,515\text{\AA}$; $b = 5,057\text{\AA}$; $c = 6,726\text{\AA}$. Xementit là pha không ổn định, ở nhiệt độ cao nó rất dễ bị phân huỷ thành Fe và C tự do (graphit). Xementit là pha rất cứng và giòn, từ tính yếu (độ cứng khoảng 750 - 1150 HB). Bản chất của xementit là như nhau nhưng tùy thuộc vào điều kiện và nguồn gốc tạo thành mà nó có trạng thái tổ chức và sự phân bố khác nhau. Về hình thái học và thứ tự hình thành, có thể phân biệt 4 loại xementit:

- + Xementit sơ cấp: hay còn gọi là xementit đại lộ, thường xuất hiện ở gang sau cùng tinh
- + Xementit cùng tinh: xementit cùng tinh “đa bào” trong ledeburit
- + Xementit cùng tích: xementit nằm trong thành phần cùng tích
- + Xementit thứ cấp: xementit tiết ra trong quá trình nguội từ nhiệt độ cùng tinh xuống tới nhiệt độ cùng tích.

Graphit. Đây là dạng ổn định nhất của cacbon trong gang, có cấu trúc hình lục giác với tỷ lệ $c/a = 2,67$. Đây là pha rất mềm, trọng lượng riêng nhỏ, độ bền kém nên chúng được coi như lỗ rỗng hay vết nứt trên nền liên tục của gang nên làm giảm độ bền và độ dẻo của gang. Mặt khác, graphit lại làm cho gang có độ chảy loãng cao, dễ đúc; có khả năng giảm chấn cao, ít nhạy cảm với vết khía bên ngoài như thép. Vì những ưu

điểm này mà gang thường được dùng là các chi tiết kết cấu, thí dụ, bệ và thân máy.



Hình 2.2. Các dạng graphit

Khi làm nguội tương đối nhanh, gang đúc là gang trắng, tổ chức không có graphit, tất cả cacbon trong sắt đều nằm ở trạng thái liên kết với sắt tạo Fe_3C nên giản đồ này còn gọi là giản đồ $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$. Trong điều kiện nguội hết sức chậm, cacbon sẽ tiết ra ở trạng thái graphit (theo đường nét đứt trên hình 2.1). Trong thực tế, cần điều khiển quá trình kết tinh sao cho ở thời gian kết tinh ban đầu, gang được nguội chậm, cacbon kết tinh ở trạng thái graphit, khi nguội xuống dưới nhiệt độ cùng tích (723°C) gang chuyển sang chế độ kết tinh giả ổn định để sinh ra peclit. Loại gang này rất dễ cắt gọt nhưng lại có độ bền khá cao.

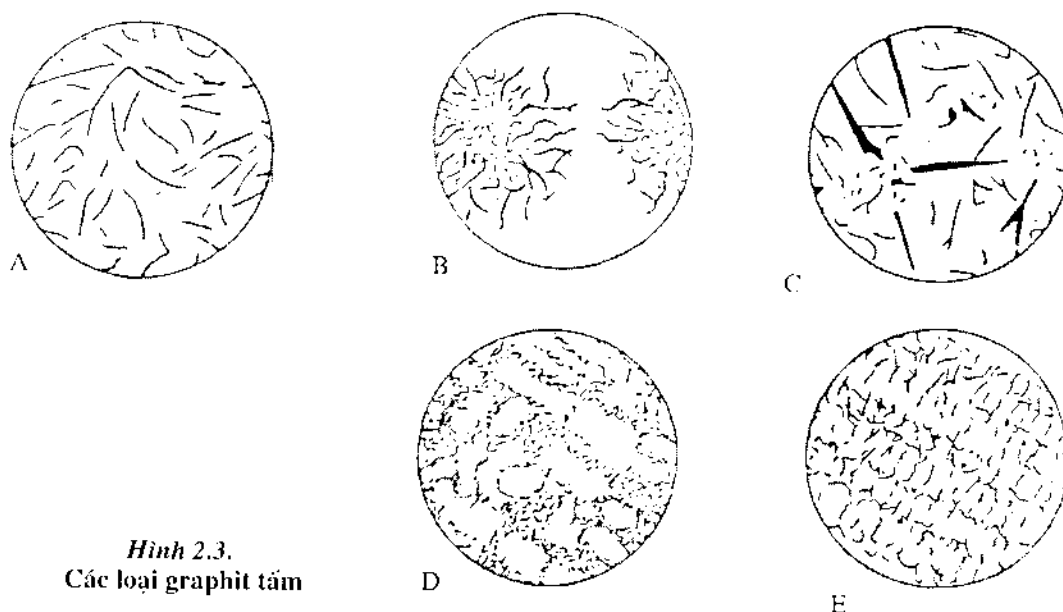
Tuỳ theo phương pháp sản xuất gang mà ta thu được ba dạng graphit chủ yếu: dạng tấm (gang xám), dạng quả bông (gang dẻo) và dạng cầu (gang cầu) (hình 2.2).

Riêng graphit tấm lại được chia làm 5 loại (hình 2.3).

Dạng A: graphit tấm lớn thường gặp trong gang xám nguội chậm.

Dạng B: graphit dạng hoa cúc, thường có trong gang hàm lượng cacbon và silic cao, nguội tương đối nhanh. Ở trung tâm hoa cúc có graphit nhỏ mịn và nền kim loại ở đó thường là ferit.

Dạng C: graphit thô to, thường có ở trong gang sau cùng tinh, nguội chậm. Loại gang này có khả năng chịu va đập nhiệt nhưng kém bền, bề mặt gia công cơ xấu.



Hình 2.3.
Các loại graphit tấm

Dạng D: graphit giữa nhánh cây, thường có trong gang nhiều silic, nguội nhanh. Graphit có cỡ hạt rất mịn nằm giữa những nhánh cây austenit. Do graphit rất nhỏ mịn và nằm gần nhau nên cacbon rất dễ khuếch tán, nên kim loại xung quanh thường dễ chuyển thành ferit làm cho gang chịu mài mòn kém.

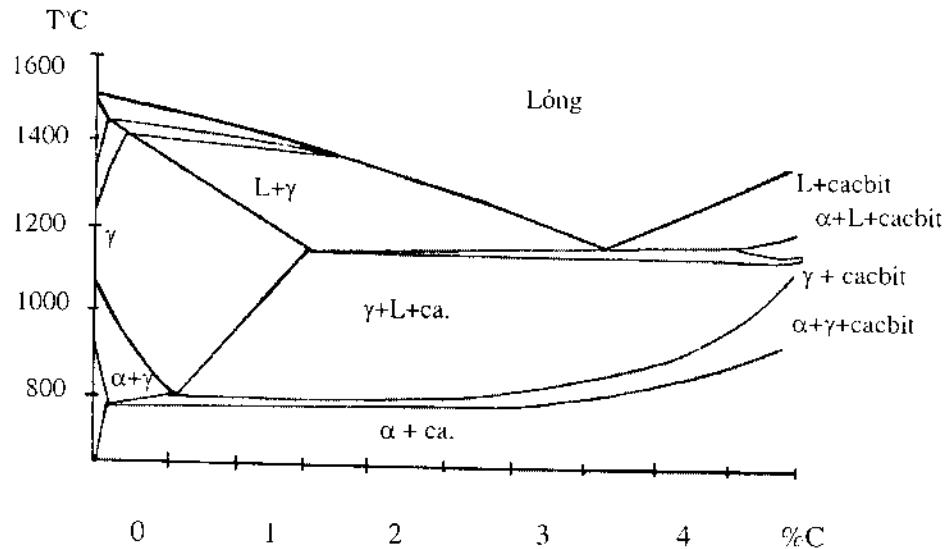
Dạng E: graphit giữa nhánh cây có định hướng, thường gặp trong gang chứa ít cacbon, gang này có độ bền kém hơn gang có graphit loại A.

Peclit (P) là hỗn hợp của hai pha ferit và xementit với tỷ lệ về số lượng khoảng 7:1. Trong điều kiện nguội bình thường ở chuyển biến cùng tích sẽ có tổ chức peclit tấm với độ cứng khoảng 160 – 220 HB, trong đó những tấm ferit nằm xen kẽ với những tấm xementit mỏng hơn. Khi nguội nhanh hơn, sẽ thu được peclit tấm mịn, chiều dày của các tấm ferit và xementit nhỏ đi, peclit cứng hơn, bền hơn. Khi tốc độ nguội chậm và quá nhiệt rất nhỏ sẽ thu được peclit hạt độ cứng khoảng 130 – 180 HB trong đó xementit hình tròn trên nền hạt ferit có kích thước lớn hơn. Peclit hạt dễ gia công cắt gọt và có độ cứng thấp hơn peclit tấm. Có thể chuyển peclit tấm thành peclit hạt bằng cách nung và giữ nhiệt ở nhiệt độ 680 - 700°C để tấm xementit tự đám lại thành hình tròn.

2.1.2. Các yếu tố ảnh hưởng đến cấu tạo giản đồ trạng thái

a. Ảnh hưởng của silic

Silic là nguyên tố thuộc nhóm cacbon trong bảng tuần hoàn Mendeleev, trọng lượng riêng $2,4 \text{ kg/dm}^3$, nhiệt độ chảy 1415°C , nhiệt độ sôi 2600°C . Silic là nguyên tố thường có của gang với hàm lượng lớn và có ảnh hưởng mạnh nhất tới tổ chức của gang.



Hình 2.4. Giản đồ trạng thái Fe-C có 2% Si

Silic có mặt trong gang sẽ gây ra các thay đổi sau:

- Làm cho các điểm cùng tính C, cùng tích S và điểm E dịch chuyển về phía nồng độ cacbon thấp trên giản đồ trạng thái Fe-C; giảm độ hoà tan của cacbon vào gang cả ở trạng thái lỏng và trạng thái đặc (hình 2.4).

- Nâng cao nhiệt độ chuyển biến cùng tính và cùng tích.

- Làm cho gang khi chuyển biến cùng tích xảy ra trong một khoảng nhiệt độ, điều này có ý nghĩa rất quan trọng khi nhiệt luyện gang. Với gang có hàm lượng silic cao, khi tôi phải nung lên nhiệt độ cao hơn khoảng nhiệt độ này mới có khả năng tôi được mactenxit. Nếu chỉ nung đến khoảng nhiệt độ nói trên thì khi làm nguội chuyển biến cùng tích sẽ xảy ra có kèm theo ferit làm cho độ bền của gang giảm đi nhiều.

- Khi gang chứa Si cao hơn 2,5%, silic có khả năng hoà tan vào cacbit và hình thành silicocacbit với hàm lượng khoảng 3% C. Silico cacbit không ổn định và dễ phân huỷ thành graphit và ferit ở nhiệt độ $600 - 700^\circ\text{C}$. Trong điều kiện nguội nhanh, nếu đã có silicocacbit thì gang sẽ bị biến mềm cục bộ do hiện tượng phân huỷ nói trên. Sau đó

có nhiệt luyện thì tính chất của gang cũng không thay đổi nhiều. Bởi vậy không nên tăng hàm lượng silic quá cao ngay cả trong khuôn kim loại.

b. Ảnh hưởng của cacbon đương lượng và mức độ cùng tinh

Trong thực tế, thành phần của gang ngoài sắt và cacbon còn có các nguyên tố khác được coi là những nguyên tố thường có, thí dụ như Mn, Si, S, P. Chính những nguyên tố này cũng có ảnh hưởng rất mạnh tới tổ chức của gang. Để đặc trưng cho ảnh hưởng này, người ta dùng khái niệm số phần trăm cacbon quy ước đã có tính đến ảnh hưởng của các nguyên tố khác trong gang tới thành phần cùng tinh hay còn gọi là cacbon đương lượng:

$$C_{dl} = C + \sum m_i X_i \quad (2.1)$$

trong đó: X_i - thành phần các nguyên tố khác, %; m_i - hệ số đương lượng của các nguyên tố khi có mặt trong gang

Bảng 2.1. Hệ số đương lượng các nguyên tố trong gang theo quan hệ (2.1)

Nguyên tố	m_i	X (% trọng lượng max)
S	+0,44	0,4
P	+0,33	3,0
Si	+0,31	5,5
Al	+0,22	2,0
Cu	+0,074	3,8
Mn	-0,027	2,5
Cr	-0,063	9,0
Ti	-0,14	-

Gang có thành phần càng sau cùng tinh, cơ tính càng thấp. Gang càng trước cùng tinh, cơ tính càng cao nếu không bị biến trắng. Xu hướng nên dùng gang trước cùng tinh hoặc cùng tinh để nâng cao cơ tính trừ trường hợp các chi tiết chịu va đập nhiệt mới dùng gang sau cùng tinh.

Trong hệ Fe-C sạch, thành phần cùng tinh $C = 4,23\%$. Gang có chứa các nguyên tố khác, tính chất kết tinh sẽ được đánh giá theo mức độ cùng tinh S_c :

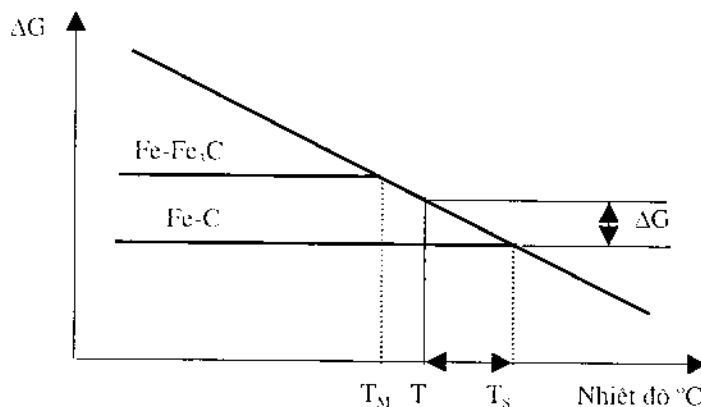
$$S_c = \frac{C}{4,23 - 0,3(Si + P)} \quad (2.2)$$

Gang có $S_c > 1$ gọi là gang sau cùng tinh; $S_c = 1$ gọi là gang cùng tinh và $S_c < 1$ gọi là gang trước cùng tinh.

2.1.3. Kết tinh của gang và lý thuyết graphit hoá

2.1.3.1. Động học quá trình kết tinh gang

Gang khác với thép chủ yếu do hàm lượng cacbon và có thể còn có một số nguyên tố khác nữa, hàm lượng cacbon dùng để phân biệt một cách tương đối giữa thép và gang thường lấy 2,14%. Gang có thể kết tinh theo hai trạng thái, trạng thái ổn định và giả ổn định. Ở trạng thái giả ổn định, cacbon tiết ra dưới dạng xementit Fe_3C và mặt gãy của gang có màu trắng. Ở trạng thái kết tinh ổn định, cacbon tiết ra dưới dạng graphit, mặt gãy của gang có màu xám. Trong những điều kiện nhất định, hai kiểu kết tinh nói trên có thể xảy ra đồng thời, gang này gọi là gang hoa râm. Điều kiện tiên quyết để gang kết tinh theo kiểu này hay kiểu kia là: *Thứ nhất*, thành phần hoá học của gang; *thứ hai*, tốc độ nguội khi kết tinh và đông đặc.



Hình 2.5. Ảnh hưởng của độ quá nguội đến kết tinh của gang

T_M : Nhiệt độ cùng tinh giả ổn định; T_S : Nhiệt độ cùng tinh ổn định; ΔT : Độ quá nguội

Như vậy, đối với một loại gang nhất định không thể phân biệt được tổ chức kim loại chỉ thông qua thành phần hoá học giống như thép, mà còn phải xem xét đến cả những điều kiện khác có tính quyết định đến tổ chức của gang, đó là điều kiện nguội.

Một điều khác biệt giữa gang và thép nữa là, thép kết tinh trong khoảng nhiệt độ giữa đường lỏng và đường đặc nhưng gang lại có kết tinh cùng tinh, nghĩa là từ pha lỏng cân bằng sẽ tiết ra một pha rắn gồm hai cấu tử là austenit và graphit hoặc austenit và xementit.

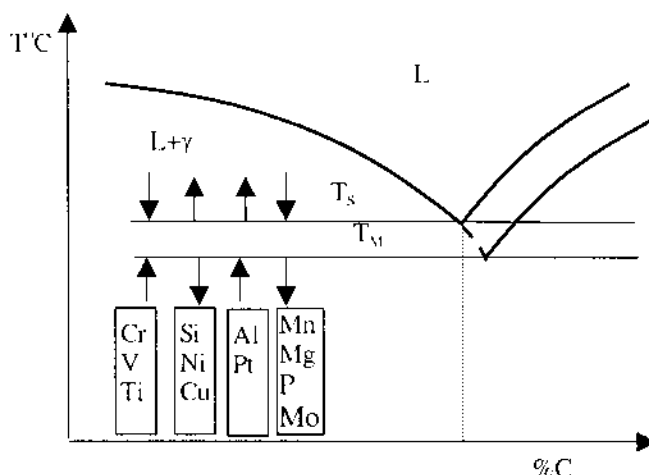
Điều kiện nhiệt động của quá trình kết tinh cùng tinh chính là sự thay đổi năng lượng tự do ΔG giữa hệ ổn định và hệ giả ổn định (hình 2.5). Sự thay đổi năng lượng tự do ΔG trong hệ Fe-C được mô tả như sau:

$$\Delta G = -L \cdot \frac{\Delta T}{T_E} \quad (2.3)$$

trong đó: L - ẩn nhiệt kết tinh của graphit hoặc ledeburit; T_E - nhiệt độ cùng tinh cân bằng; ΔT - độ quá nguội.

Nhiệt độ cùng tinh cân bằng ổn định là 1153°C , giả ổn định là 1147°C ; $\Delta T = 6^\circ\text{C}$. Trong kết tinh ổn định, hoạt độ tạo mầm graphit không cần năng lượng lớn và như vậy mức độ quá nguội cũng thay đổi, khoảng $8 - 10^\circ\text{C}$.

Khoảng chênh lệch giữa nhiệt độ ổn định và giả ổn định có ý nghĩa quyết định đối với khả năng graphit hoá của gang. Khoảng nhiệt độ này, mặt khác, lại chịu ảnh hưởng của các nguyên tố có mặt trong gang, hình 2.6. Các nguyên tố mở rộng khoảng nhiệt độ T_M và T_S sẽ có tác dụng thúc đẩy quá trình graphit hoá và ngược lại. Đáng lưu ý là các nguyên tố Si, Ni, Cu làm mở rộng khoảng nhiệt độ T_M và T_S . Các nguyên tố Cr, V, Ti làm thu hẹp khoảng nhiệt độ T_M và T_S .

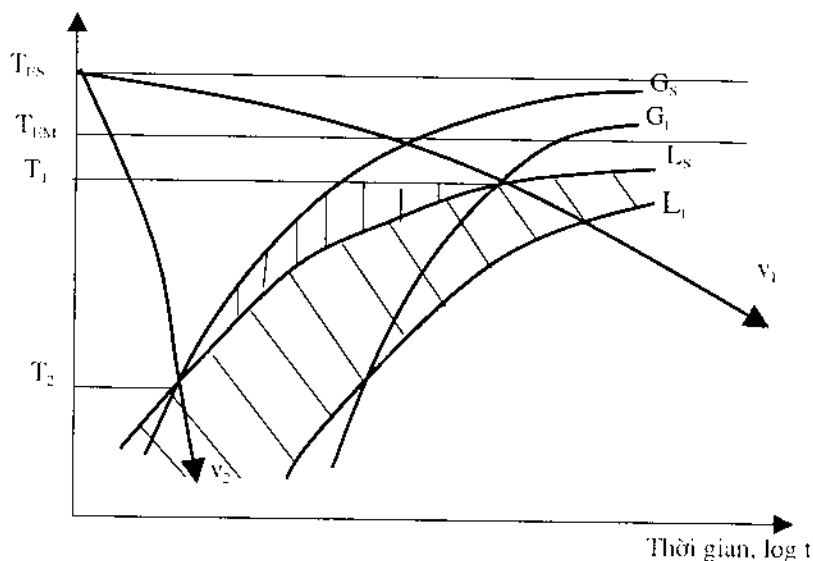


Hình 2.6. Ảnh hưởng của các nguyên tố trong gang đến nhiệt độ kết tinh giả ổn định T_M và nhiệt độ kết tinh ổn định T_S

Mặt khác, gang rất nhạy cảm với tốc độ nguội. Thép lại không có tính chất này. Cùng một thành phần gang nhưng tốc độ nguội khác nhau khi kết tinh sẽ thu được tổ chức cuối cùng rất khác nhau. Hình 2.7 cho thấy rõ cơ cấu tác dụng của tốc độ nguội đến tổ chức của gang. Nhiệt độ T_1 và T_2 , tương ứng là tốc độ v_1 và v_2 là những thông số

giới hạn quyết định cho việc hình thành tổ chức của gang. Trong khoảng nhiệt độ $T_1 - T_2$ sẽ xuất hiện đồng thời cả hai pha có hàm lượng cacbon cao. Tổ chức cuối cùng được gọi là gang hoa râm.

Về mặt hình thái học kết tinh, gang cũng có đặc trưng của riêng mình. Phụ thuộc vào các phương pháp xử lý (biến tính) sẽ thu được gang trắng, gang hoa râm, gang xám, gang cầu hoặc gang giun... sẽ được trình bày ở các phần tương ứng say này.



Hình 2.7. Đường cong kết tinh đẳng nhiệt

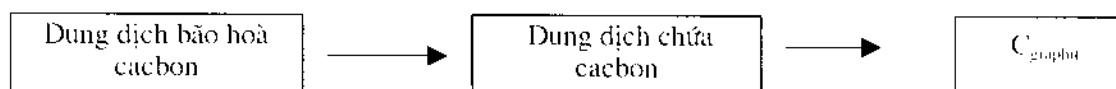
T_{ES} : nhiệt độ cùng tinh ổn định; T_{LIM} : nhiệt độ cùng tinh giả ổn định; G_S : bắt đầu kết tinh graphit cùng tinh; G_L : kết thúc kết tinh graphit cùng tinh; L_S : bắt đầu kết tinh ledeburit; L_L : kết thúc kết tinh ledeburit

2.1.3.2. Kết tinh của graphit

Graphit trong gang có cấu trúc tương tự như graphit tự nhiên và nó được tiết ra theo kiểu mạng lục giác xếp lớp. Khoảng cách giữa các nguyên tử của 2 mặt phẳng xấp xỉ 3,35 Å. Mỗi nguyên tử riêng biệt trong mặt cơ bản đều liên kết với 6 nguyên tử xung quanh và khoảng cách giữa chúng là 1,42 Å. Trong gang, graphit kết tinh theo hệ ổn định khi gang nguội rất chậm. Tuy nhiên, vấn đề khi nào graphit kết tinh và graphit kết tinh như thế nào đã được nhiều công trình đề cập đến. Mỗi quan điểm cũng chỉ có thể giải thích được một số hiện tượng mà chưa có quan điểm nào mang tính toàn diện cho quá trình đúc gang. Sau đây là một số quan điểm đang được sử dụng phổ biến.

Lý thuyết graphit kết tinh trực tiếp từ kim loại lỏng

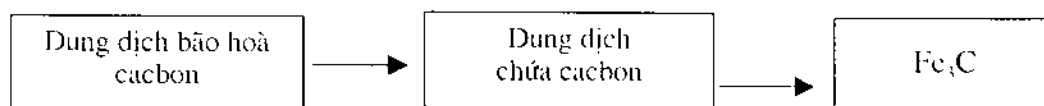
Theo thuyết này phải công nhận hợp kim Fe-C là hệ ổn định Fe-C_{graphit}. Quá trình xảy ra như sau:



Trong thực tế, khi làm nguội hợp kim Fe-C cũng có sự tiết ra graphit trực tiếp từ pha lỏng hoặc từ austenit quá bão hoà cacbon. Nhưng khi làm nguội nhanh hoặc đối với hợp kim cacbon thấp, khi kết tinh thông thường lại thu được gang trắng, tức là có Fe_3C mà sau khi ủ có thể thu được cacbon graphit trong gang. Như vậy, lý thuyết này cũng chưa phải là hoàn chỉnh vì nó không thể giải thích được gang trắng hoặc quá trình ủ tiết pha graphit. Trong hai trường hợp này, graphit lại tiết ra do phân huỷ xementit.

Lý thuyết graphit kết tinh nhờ có sự phân hoá xementit hoặc cacbit

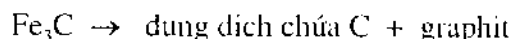
Thuyết này cho rằng, trong hệ Fe-C, cacbon tồn tại ở dạng Fe_3C , còn graphit chỉ là sản phẩm của quá trình phân hoá của xementit :



Sau đó Fe_3C sẽ phân huỷ thành graphit. Có ba lý thuyết giải thích sự phân huỷ xementit .

- Phân huỷ trực tiếp:

Thuyết này cho rằng Fe_3C bị phân huỷ trực tiếp thành graphit theo nguyên lý sau:



Thuyết này cũng có cơ sở của nó vì đôi khi trong tổ chức của gang cũng thấy graphit tiết ra bao bọc xung quanh các hạt cacbit và có hình dạng của hạt cacbit. Nhưng thuyết này không thể giải thích được hiện tượng ủ gang trắng: graphit trong gang rèn có dạng quả bóng hoặc hình cầu, tức là hình dáng của graphit khác hẳn với hình dạng ban đầu của nó. Tức là graphit không được hình thành từ “khuôn” của xementit .

- Phân huỷ qua dung dịch đặc:

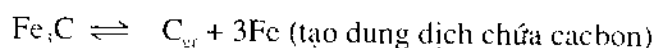
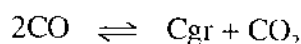
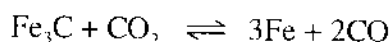
Có thể hình dung quá trình này theo các bước sau:

- Phân huỷ xementit
- Hoà tan C trong xementit vào dung dịch đặc

- Khuếch tán C trong dung dịch đặc để hình thành vùng có nồng độ C rất cao
- Kết tinh ra graphit ở vùng chênh lệch nồng độ cacbon cao.

- *Phân hoá thông qua pha khí:*

Người ta nhận thấy rằng, khi ủ gang trắng trong môi trường CO_2 thì quá trình graphit hoá xảy ra nhanh hơn khi ủ trong môi trường có khí nitơ, hydro, metan hoặc amoniac. Tuy nhiên, chỉ ở trên bề mặt hoặc ở một chiều sâu nhất định thì CO_2 mới có ảnh hưởng rõ rệt. Có thể hình dung quá trình như sau:



Thuyết thứ 2 này cũng có cơ sở vì mạng tinh thể của sắt và graphit rất khác nhau, còn ô mạng của sắt và xementit khá giống nhau, thành phần hoá học cũng như vậy. Có nghĩa là, từ dung dịch lỏng dễ kết tinh ra xementit hơn là kết tinh ra graphit. Về mặt nhiệt động học, xementit kém bền vững, nhiệt độ càng cao nó càng kém bền vững, bởi vậy xementit hoàn toàn có thể phân huỷ thành graphit khi có điều kiện.

Mầm kết tinh của graphit

Vấn đề kết tinh của graphit đã được nghiên cứu nhiều, nhưng vẫn chưa có giả thuyết nào có thể lý giải được các hiện tượng trong thực tế. Những câu hỏi đặt ra là: Khi nào graphit kết tinh? Chúng kết tinh từ đâu? Hình dạng của chúng như thế nào?... vẫn là những vấn đề làm cho các nhà vật liệu học quan tâm. Hiện nay có một số luận thuyết cơ bản về mầm của graphit đang được chấp nhận để giải thích một số hiện tượng kết tinh của gang.

a) Graphit là mầm kết tinh. Điều này hoàn toàn phù hợp với những điều kiện tạo mầm khi kết tinh vì trong trường hợp này mầm và pha rắn kết tinh có cùng thông số mạng, về mặt năng lượng có thể coi đây là trường hợp hình thành mầm tự sinh. Mầm kết tinh của graphit trong trường hợp này có thể là:

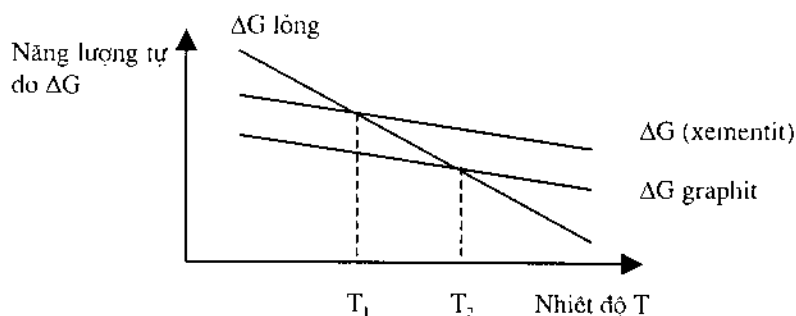
- Graphit dư chưa hoà tan hết trong quá trình nấu luyện
- Graphit tiết ra từ gang lỏng do dao động thành phần
- Graphit tiết ra từ austenit quá bão hoà (dung dịch đặc không bền vững)
- Graphit có hoạt tính do xementit phân huỷ tạo thành. Xementit là một hợp chất

chứa nhiều cacbon nhưng không ổn định, rất dễ dàng bị phân huỷ ở những nơi tập trung năng lượng như các góc cạnh, những mặt tập trung ứng suất.

Giả thuyết này cũng có nhiều bằng chứng thuyết phục. Khi dùng gang thời có graphit thô làm phối liệu nấu đúc sẽ thấy vết tích graphit thô to trong tổ chức vật đúc, có nghĩa là graphit có tính di truyền và bản thân graphit thô trong phối liệu đã làm tâm mầm kết tinh cho graphit mới. Đúc gang trắng trong khuôn sơn bằng graphit sẽ thu được gang xám, dùng nôi graphit để nấu gang đều thấy những dấu tích ảnh hưởng của graphit dư. Một hiện tượng khác cũng chứng minh cho giả thuyết này: Khi đúc gang trắng để chế tạo gang dẻo, nếu giữ kim loại ở nhiệt độ kết tinh để nâng cao nồng độ cacbon trong austenit thì quá trình ủ sau này sẽ nhanh hơn bởi chính cacbon đó sẽ là những tâm mầm kết tinh cho graphit.

b) Tâm mầm là những vật lẫn phi kim. Nhiều công trình khi nghiên cứu cấu trúc của graphit đều thấy xuất hiện một số oxit, cacbit, nitrit, sunfit hoặc borit ở tâm các hạt graphit, các công trình này đều giả định là bản thân các tạp chất nói trên đóng vai trò chính trong quá trình kết tinh của graphit. Thực tế thường dùng một số nguyên tố để biến tính gang như Fe-Si, Al hoặc hợp chất có nitơ. Sản phẩm của quá trình biến tính là các loại oxit, cacbit... sẽ có vai trò làm tâm mầm kết tinh. Tuy nhiên cũng còn một số mâu thuẫn trong giả thuyết này, thí dụ về sự sai lệch kích thước ô mạng của mầm và pha kết tinh, tính phù hợp của năng lượng kết tinh là kém thuyết phục.

c) Tâm mầm là những chỗ khuyết tật trong vật đúc. Trong vật đúc thường có các xóp tế vi, các nút lệch mạng, các vị trí tập trung ứng suất, đây là những nơi có điều kiện thuận lợi cho việc hình thành mầm kết tinh của graphit. Giả thuyết này được củng cố bởi hiện tượng rút ngắn thời gian ủ gang dẻo nếu đem tôi gang trắng trước khi ủ. Vì khi tôi, mật độ lệch đã tăng đột biến, tạo nhiều ứng suất dư trong chi tiết, thúc đẩy quá trình graphit hoá. Về mặt nhiệt động học quá trình kết tinh graphit và xementit, có thể xem trên hình 2.8.



Hình 2.8. Thay đổi năng lượng tự do ΔG của xementit và graphit theo nhiệt độ

Theo nguyên lý năng lượng, tại một nhiệt độ nhất định, pha nào có năng lượng thấp sẽ tồn tại. Khi nhiệt độ lớn hơn T_2 , kim loại sẽ ở trạng thái lỏng. Khi nhiệt độ nằm trong khoảng $T_1 - T_2$, graphit có thể kết tinh trực tiếp từ pha lỏng. Nhiệt độ nhỏ hơn T_1 , tuy năng lượng của graphit là nhỏ nhất nhưng gang lỏng vẫn dễ kết tinh ra xementit, chỉ trong những điều kiện nhất định thí dụ như nguội chậm, thì xementit mới phân hủy thành graphit.

Trong thực tế, khoảng nhiệt độ $T_1 - T_2$ trên giản đồ trạng thái Fe - C chỉ bằng 5°C, bởi vậy không phải lúc nào cũng có graphit kết tinh. Muốn có graphit kết tinh từ gang lỏng, có thể dùng các biện pháp sau đây:

- Làm nguội chậm trong khoảng nhiệt độ $T_1 - T_2$. Điều này giải thích tại sao khi vật đúc có chiều dày lớn thì dễ kết tinh thành gang xám.

- Tăng hàm lượng C và Si trong gang. Hai nguyên tố này làm mở rộng khoảng nhiệt độ $T_1 - T_2$ và dễ xảy ra trường hợp ba động thành phần để tạo mầm graphit tự sinh.

- Dùng chất biến tính tạo tâm mầm kết tinh ngoại sinh hoặc hạn chế tốc độ phát triển của mầm.

Cơ chế kết tinh của graphit

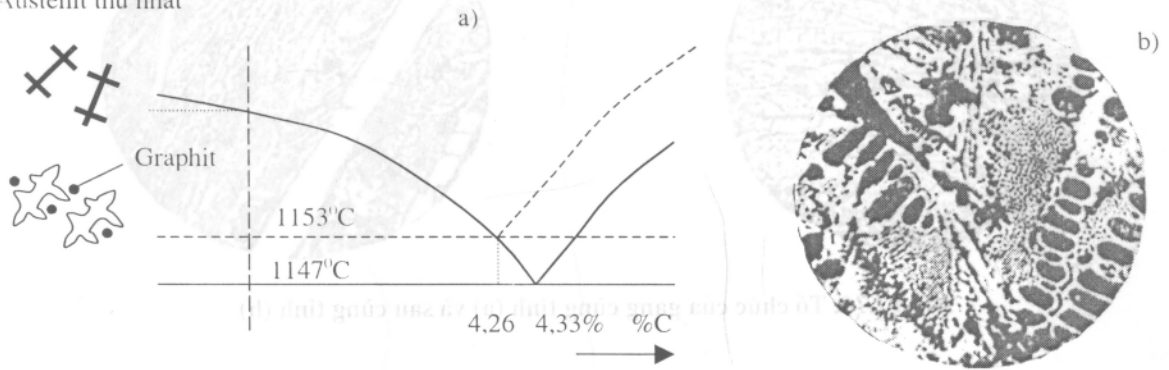
a) Gang trước cùng tinh

Trong hệ ổn định, quá trình kết tinh của gang xám trước cùng tinh tuân theo trật tự sau đây: kết tinh austenit thứ nhất và sau đó là kết tinh ra cùng tinh graphit-austenit. Cho đến nay tồn tại nhiều lý thuyết giải thích sự hình thành cùng tinh và hình thành graphit, nhưng điều cơ bản vẫn là cần phải xem xét cơ chế kết tinh của nó như thế nào. Hình 2.9a cho một hình dung về kết tinh gang xám trước cùng tinh. Trên sơ đồ ta thấy rằng, khi nhiệt độ hạ xuống tới nhiệt độ đường lỏng các tinh thể austenit thứ nhất bắt đầu xuất hiện. Quá trình lớn lên của austenit làm cho kim loại lỏng bao quanh nó sẽ giàu cacbon hơn. Khi nhiệt độ xuống đến nhiệt độ cùng tinh, graphit bắt đầu được tiết ra từ pha lỏng. Cơ chế hình thành và phát triển mầm graphit được trình bày ở phần điều khiển quá trình kết tinh. Nếu là các mầm graphit tự sinh thì các mầm này thường nằm ở biên giới các pha vì ở đó mức độ bão hòa cacbon của kim loại lỏng là lớn nhất.

Khi nhiệt độ giảm xuống nhiệt độ đường lỏng, austenit dạng nhánh cây bắt đầu kết tinh. Gang có thành phần càng xa thành phần cùng tinh, càng có nhiều nhánh cây austenit. Austenit kết tinh trước thường chứa nhiều các nguyên tố khó nóng chảy, thí dụ silic, mangan, crom... Quá trình thiên tích nhánh cây cũng xảy ra ngay cả trong một tinh thể nhánh cây austenit, trung tâm nhánh cây sẽ giàu silic, nghèo cacbon hơn phía

ngoài. Quá trình tiết ra austenit sẽ làm cho pha lỏng càng giàu thêm cacbon và tiếp tục sẽ đạt tới thành phần cùng tinh.

Austenit thứ nhất



Hình 2.9. Kết tinh của gang trước cùng tinh (a) và tổ chức gang trước cùng tinh (b)

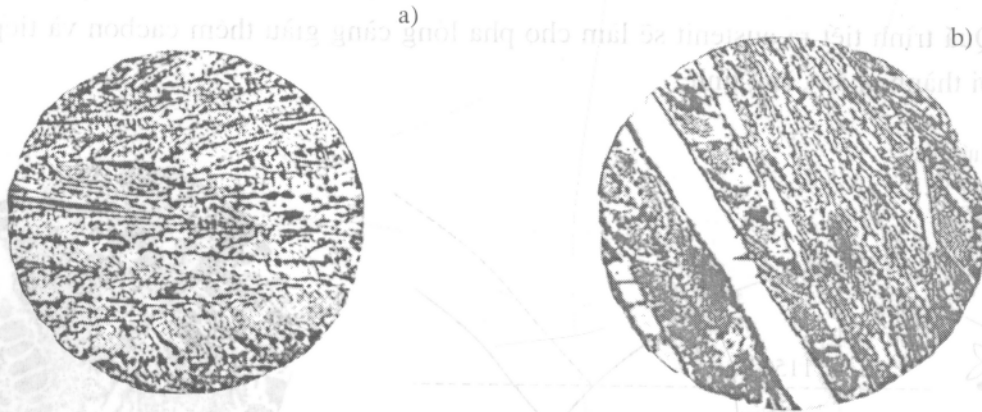
b) Gang cùng tinh

Tại thành phần cùng tinh, từ gang lỏng tiết ra hai pha đồng thời là graphit và Fe- α . Khi nhiệt độ đạt đến nhiệt độ cùng tinh, nằm giữa các nhánh cây austenit sơ cấp là pha lỏng cùng tinh, lúc này bắt đầu xuất hiện các mầm graphit cùng tinh. Lúc đầu graphit lấy cacbon trong pha lỏng cùng tinh để lớn lên, bao quanh hạt graphit toàn là pha lỏng. Austenit cùng tinh phát triển bám vào nhánh cây austenit ban đầu. Khi số lượng mầm graphit đã đủ lớn và phát triển theo nhiều nhánh thì austenit cùng tinh lại bám vào graphit và cùng kết tinh. Khi đó graphit bị austenit bao bọc kín, chỉ còn một phía tiếp xúc với pha lỏng, cacbon chỉ có thể khuếch tán theo con đường này và hạt graphit chỉ có thể lớn lên theo hướng đó. Kết quả là hạt graphit chỉ được phát triển theo hai chiều, hình thành những tấm graphit.

Một đặc điểm của gang là có chứa photpho, một nguyên tố dễ tạo cùng tinh photphit có nhiệt độ nóng chảy thấp, bởi vậy nó sẽ kết tinh sau cùng và nằm ở biên giới các hạt austenit. Tầm thực xem tổ chức rất rõ mạng lưới photphit này.

Vấn đề khi nào graphit kết tinh và kết tinh như thế nào vẫn là những câu hỏi được nhiều nhà vật liệu học tiếp tục để công nghiên cứu. Tuy nhiên, các lý thuyết tập trung và thống nhất với nhau ở quan điểm là mức độ, hình dáng và độ hạt graphit phụ thuộc vào hai yếu tố: cacbon đương lượng và tốc độ nguội.

Cacbon đương lượng càng lớn, lượng graphit trong gang càng nhiều và kích thước hạt graphit càng thô (dài).



Hình 2.10. Tổ chức của gang cùng tinh (a) và sau cùng tinh (b)

Tốc độ nguội càng lớn, gang càng có xu hướng kết tinh theo hệ giả ổn định. Giảm tốc độ nguội, mức độ graphit hoá sẽ tăng, hạt graphit sẽ dài ra, thô hơn.

Gang là một loại vật liệu quan trọng bậc nhất trong những hợp kim có thành phần cùng tinh được sử dụng rất rộng rãi trong kỹ thuật. Đặc điểm rất nổi bật của gang khi kết tinh là ngoài thành phần cùng tinh, trong tổ chức của gang còn có graphit hoặc xementit, phụ thuộc vào tốc độ nguội và thành phần của gang khi kết tinh. Do graphit có khối lượng riêng chỉ bằng một phần ba của ferit cho nên việc hình thành graphit có thể bù trừ một phần hoặc toàn bộ lượng co trong quá trình kết tinh và với gang xám rất ít khi sử dụng hệ thống ngót. Cơ chế kết tinh của graphit sẽ được trình bày ở phần biến tinh và hợp kim hoá của giáo trình này.

c) Gang xám sau cùng tinh

Gang xám sau cùng tinh bắt đầu kết tinh bằng việc tiết ra graphit thứ nhất có dạng thô to. Trong quá trình kết tinh tiếp theo, gang lỏng còn lại sẽ nghèo dần cacbon. Đến nhiệt độ cùng tinh, quá trình kết tinh xảy ra tương tự như gang xám trước cùng tinh, tức là tiết ra cùng tinh austenit+graphit. Graphit thứ nhất chỉ có thể tìm thấy ở tổ chức của gang xám sau cùng tinh. Loại graphit này còn gọi là “bọt graphit”, có kích thước khá lớn, hình dáng cụm to và thường được hình thành trong vật đúc có kích thước lớn. Lượng bọt graphit hình thành phụ thuộc vào thành phần hoá học và tốc độ nguội.

d) Gang trắng

Gang trắng có thể được chế tạo bằng các cách sau:

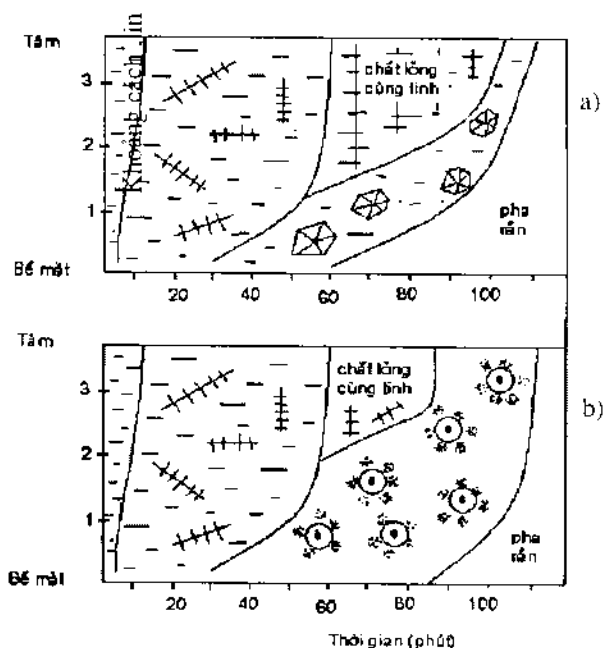
- ◆ Dùng tốc độ nguội lớn (sắt nguội ngoài hoặc khuôn kim loại);
- ◆ Thành phần hoá học thích hợp (hàm lượng cacbon và silic thấp);

♦ Gang có chứa các nguyên tố cacbit hoá (Cr, Mn).

Quá trình kết tinh của gang trắng bắt đầu bằng sự hình thành các nhánh cây austenit thứ nhất trên bề mặt thành khuôn và tiếp tục lớn lên vào đến tâm vật đúc. Do có sự thiên tích nhánh cây và thiên tích vùng mà các nhánh cây này có hàm lượng cacbon rất thấp. Trong quá trình phát triển của các nhánh cây, kim loại lỏng sẽ dần đạt đến nhiệt độ cùng tinh và càng ngày càng giàu cacbon. Tại nhiệt độ cùng tinh, kim loại lỏng kết tinh ra cùng tinh ledeburit. Tổ chức cuối cùng của gang trắng có chứa nhánh cây austenit thứ nhất nằm trong ledeburit và không có chứa graphit.

e) Gang cầu

Về mặt thành phần, gang cầu cũng giống như gang xám, điều khác cơ bản là gang cầu có chứa một lượng nhỏ các nguyên tố cầu hoá graphit, thí dụ magiê hoặc ceri. Các nguyên tố này có tác dụng làm thay đổi sức căng bề mặt của gang, do đó làm thay đổi cơ chế hình thành và phát triển mầm graphit. Ngoài ra, gang cầu kết tinh còn cần có độ quá nguội thấp hơn gang xám thường và nhiệt độ cùng tinh thấp hơn nhiệt độ cùng tinh của gang xám khoảng 10°C . Từ đường cong nguội của hai loại gang, gang xám và gang cầu, xây dựng đồ thị mô tả sóng bắt đầu và kết thúc kết tinh cùng tinh trên toàn bộ vật đúc được chỉ ra như trên hình 2.11.



Hình 2.11. Kết tinh của gang xám và gang cầu

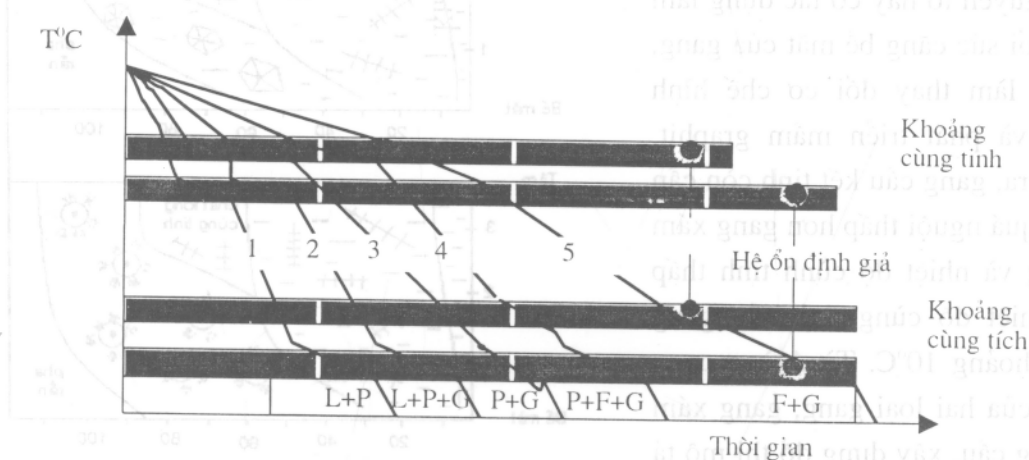
Trên đồ thị dễ dàng nhận thấy, sóng bắt đầu kết tinh nhánh cây austenit của cả gang xám lẫn gang cầu hoàn toàn tương tự nhau, trong thời gian này vật đúc có đặc thù của hợp kim dung dịch đặc. Sau khi kết thúc kết tinh nhánh cây, ngay lập tức trên bề mặt vật đúc bắt đầu kết tinh cùng tinh đối với cả hai loại gang này, nhưng ở phía tâm vật đúc thì kết tinh cùng tinh chỉ xảy ra khi sóng bắt đầu kết tinh cùng tinh dịch chuyển tới. Sóng kết thúc kết tinh cùng tinh của hai loại gang này dịch chuyển vào tâm vật đúc cũng

khác nhau: trong gang xám, sóng này đi sát với sóng bắt đầu kết tinh cùng tinh, như vậy đông đặc cùng tinh ở đây mang đặc tính gần giống với kim loại nguyên chất, tức là kết tinh theo kiểu vỏ cứng. Với gang cầu thì khoảng cách giữa hai mặt sóng này lớn hơn nhiều, kiểu đông đặc mang dáng dấp của đông đặc kiểu nhão và thời gian kết tinh cùng tinh sẽ dài hơn. Do cơ chế tiết ra graphit của gang xám và gang cầu hoàn toàn khác nhau kết hợp với kiểu đông đặc khác nhau như nói ở trên cho nên gang xám và gang cầu có đặc tính co ngót rất khác nhau, đúc gang xám không cần bổ ngót, còn đúc gang cầu phải bổ ngót tương tự như khi đúc thép.

2.1.3.3. Các yếu tố ảnh hưởng đến tổ chức của gang

a) Ảnh hưởng của tốc độ nguội

Gang rất nhạy cảm với tốc độ nguội. Khi tăng tốc độ nguội không những làm nhỏ mịn các hạt nền kim loại của gang mà còn làm thay đổi hẳn cả nền gang. Tốc độ nguội càng lớn, gang càng có khuynh hướng chuyển biến theo hệ ổn định giả, xem hình 2.12.



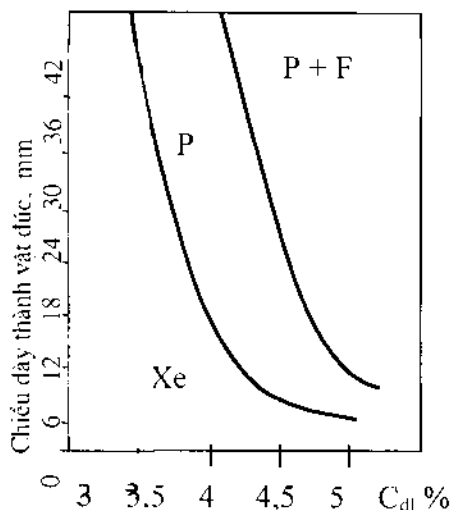
Hình 2.12. Tổ chức của gang tùy theo tốc độ nguội của vật đúc

L – Ledeburit; P – Peclit; F – Ferit; G – Graphit

Hình 2.12 thể hiện 5 tốc độ nguội khác nhau của một vật đúc gang cho tới nhiệt độ thường và ta thu được 5 tổ chức khác nhau. Thành vật đúc càng dày, tốc độ nguội càng nhỏ, đường nguội càng dịch chuyển về phía bên phải của giản đồ. Đường 1 tốc độ nguội lớn nhất, tổ chức thu được là gang trắng (ledeburit + peclit). Đường 2 sẽ cho tổ chức gang hoa râm (ledeburit + peclit + graphit). Đường 3 cho ta gang xám peclit. Đường 4 cho gang peclit - ferit. Đường 5 cho gang ferit (ferit + graphit). Như vậy, tốc độ

nguội không những ảnh hưởng đến mức độ graphit hoá, đến đặc tính nền mà còn làm thay đổi cả hình dạng và sự phân bố của graphit.

Trong quá trình làm nguội và kết tinh của gang, tổ chức và tính chất của gang được quyết định thông qua cả ở giai đoạn kết tinh lần 1 và cả ở giai đoạn kết tinh lần 2. Trong giai đoạn kết tinh lần 1, cần tập trung vào việc điều khiển quá trình kết tinh của graphit. Nếu cacbon đương lượng lớn, lượng graphit trong gang càng nhiều, kích thước graphit càng dài. Tốc độ nguội quyết định tổ chức của gang theo giản đồ Snaidovin (hình 2.13). Trong quá trình kết tinh lần 2 ở chuyển biến trước cùng tích và chuyển biến cùng tích, cần khống chế sao



Hình 2.13. Giản đồ Snaidovin

cho không có phản ứng tiết ra xementit, đồng thời chuyển biến peclit xảy ra hoàn toàn mà không có ferit tự do. Trong khoảng nhiệt độ này, việc hình thành tổ chức cũng hoàn toàn phụ thuộc vào tốc độ nguội. Tốc độ nguội lớn, gang kết tinh theo hệ ổn định giả, tiết ra graphit. Nếu gang đã có một ít xementit sơ cấp thì ở giai đoạn này chúng cũng dễ dàng bị phân huỷ thành austenit và graphit. Đối với gang xám đúc trong khuôn kim loại, sau khi dỡ khuôn sớm đem ủ trong đồng cát khô sẽ thấy phản ứng này rất rõ rệt, còn gọi là hiện tượng tự ủ. Tính chất này còn được sử dụng để ủ gang trắng thành gang dẻo.

Khi gang nguội xuống nhiệt độ cùng tích, nếu tốc độ nguội rất lớn, tổ chức sẽ thu được là mactenxit hoặc trutstit hoặc sorbit tùy thuộc vào tốc độ nguội lớn đến mức nào. Với vật đúc gang xám thông thường, người ta không muốn có chuyển biến cùng tích theo hệ ổn định vì khi đó việc tiết ra ferit sẽ làm giảm độ bền của gang. Một thông số cũng rất quan trọng ở giai đoạn này là độ mịn của peclit. Độ mịn của peclit được đánh giá bằng khoảng cách giữa các tấm xementit trong peclit. Tốc độ nguội càng lớn, peclit có độ mịn càng cao. Thí dụ ở tổ chức sorbit khoảng cách đó khoảng $0.3 \mu\text{m}$. Peclit tấm thô khoảng cách đó khoảng $1.6 \mu\text{m}$.

Một đặc điểm nữa của gang là hệ số dẫn nhiệt kém hơn thép, nên tốc độ nguội ở các phần vật đúc trên cùng một thiết diện cũng rất khác nhau và bởi vậy, tổ chức của vật đúc cũng không đồng đều ngay trên cùng một thiết diện. Mong muốn thu được tổ chức peclit hoàn hảo trong tâm vật đúc cũng rất khó thực hiện.

b) Ảnh hưởng của thành phần hoá học

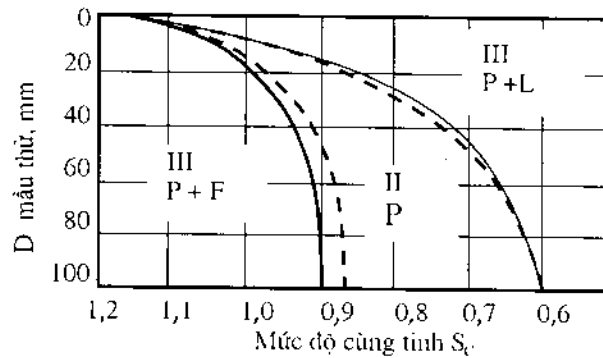
Cacbon và silic

Đây là hai nguyên tố thường có trong gang và ảnh hưởng của chúng đều là tăng cường quá trình graphit hoá. Gang chứa nhiều cacbon sẽ sinh ra nhiều graphit, độ bền gang sẽ giảm nhiều. Gang chứa ít cacbon sẽ rất khó đúc do độ chảy loãng kém, đồng thời gang có xu hướng kết tinh theo hệ giả ổn định, khó chế tạo gang xám. Trong gang xám, hàm lượng cacbon nằm trong khoảng 2,4 - 3,8%.

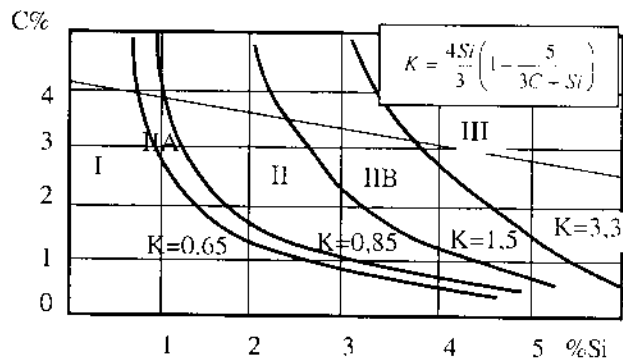
Silic có ái lực với sắt mạnh hơn cacbon, nó giúp cho xementit dễ bị phân huỷ, thúc đẩy quá trình hình thành graphit. Hàm lượng Si trong gang tùy thuộc vào chiều dày thành vật đúc và mức độ graphit hoá cần thiết (hình 2.14a). Nói chung, hàm lượng Si nằm trong khoảng 0,4 - 2,5%. Trên 2,5% Si, trong gang bắt đầu xuất hiện pha mới không bị oxy hoá khi nung, đây là loại gang chịu

nhật. Hàm lượng Si > 4% thì silic mới được gọi là nguyên tố hợp kim. Khi đông đặc, tác dụng graphit hoá của cacbon lớp gấp 3 lần của silic, đặc biệt khi nguội nhanh thì tác dụng này còn mạnh hơn nữa. Trong giai đoạn chuyển biến cùng tích, tác dụng graphit hoá của silic lại mạnh hơn cacbon, có nghĩa là silic sẽ thúc đẩy việc hình thành ferit trong tổ chức nền. Xu hướng ngày nay là nên giảm hàm lượng C + Si để làm cho gang có tổ chức đồng đều trên toàn bộ thiết diện và gang có cơ tính cao hơn.

Khi xét ảnh hưởng của C và Si đến tổ chức của gang phải xem xét một cách tổng thể, không nên xem xét từng nguyên tố riêng rẽ. Giản đồ ở hình 2.14b sẽ minh chứng cho quan điểm này. Các thí nghiệm được tiến hành trong điều kiện cùng tốc độ nguội (khuôn cát khô, mẫu trụ có cùng đường kính), nhưng thay đổi hàm lượng cacbon và silic



Hình 2.14a. Giản đồ tổ chức-chiều dày



Hình 2.14b. Giản đồ Laplăng dùng cho gang xám thường, đúc trong khuôn cát, đường kính mẫu thử 30 mm

trong gang. Rõ ràng, khi hàm lượng cacbon và silic thay đổi thì tổ chức của gang cũng thay đổi nhưng tỷ lệ giữa hai nguyên tố trên có sự ràng buộc lẫn nhau. Vùng I: gang trắng; vùng IIA: gang hoa râm; vùng II: gang xám peclit; vùng IIB: gang xám peclit-ferit và vùng III: gang xám ferit.

Mangan

Mangan có trọng lượng riêng $7,3 \text{ kg/dm}^3$; nhiệt độ nóng chảy 1245°C , nhiệt độ sôi 2027°C . Đây là nguyên tố có ích trong gang vì nó có tác dụng làm giảm tác hại của lưu huỳnh (tạo MnS), làm ổn định và nhỏ hạt peclit do nó có khả năng khử lưu huỳnh và khử oxy mà hai nguyên tố này là những nguyên tố cản trở quá trình graphit hoá. Hàm lượng Mn trong khoảng 0,3 - 0,6%, mangan tác dụng với lưu huỳnh vừa làm giảm hàm lượng lưu huỳnh vừa tạo MnS làm tâm mầm kết tinh cho graphit, do đó nó gián tiếp thúc đẩy quá trình graphit hoá trong gang. Hàm lượng Mn trong khoảng 1,3 - 1,5% sẽ làm tăng lượng peclit, giảm ferit. Nếu vượt quá 2% Mn, gang rất dễ bị trắng do tạo thành xementit tự do. Khi $\text{Mn} > 10\%$ gang có nền là austenit. Mangan được dùng như là nguyên tố dùng để điều chỉnh nền của gang.

Phot pho

Phot pho có khối lượng riêng $1,89 \text{ kg/dm}^3$; nhiệt độ nóng chảy $44,1^\circ\text{C}$, nhiệt độ sôi $280,5^\circ\text{C}$. Phot pho hoà tan trong gang khá nhiều, có thể đến 0,3% khi gang chứa 3,5 %C. Khi lượng P $> 0,3\%$ trong gang xuất hiện cùng tinh ba nguyên $\text{Fe}_3\text{C-Fe}_3\text{P-Fe}$. Do xementit rất dễ bị phân hoá thành austenit và graphit nên thường chỉ thấy cùng tinh photphit hai nguyên (Fe + Fe_3P). Cùng tinh này nếu có dạng lưới rách sẽ có tác dụng chống mài mòn rất tốt. Photphit là pha có độ cứng cao nhưng rất giòn, rất có lợi cho gang khi cần độ chịu mài mòn cao. Mặt khác photpho còn làm tăng độ chảy loãng của gang, làm cho gang dễ đúc. Hàm lượng cho phép của P trong gang khoảng 0,4 - 0,5 %. Photpho ít ảnh hưởng tới quá trình graphit hoá.

Lưu huỳnh

Lưu huỳnh có khối lượng riêng 2 kg/dm^3 ; nhiệt độ nóng chảy 120°C , nhiệt độ sôi 445°C . Trong gang, lưu huỳnh là nguyên tố có hại vì nó làm giảm độ chảy loãng, gây rỗ khí, giảm độ bền do hình thành FeS trong cùng tinh giòn nằm ở biên giới hạt kim loại. Lưu huỳnh là nguyên tố á kim và không tan trong Fe_α và Fe_γ , tan trong Fe_δ với một lượng rất nhỏ, thí dụ, 0,05 % và 0,005 % tại nhiệt độ 1365°C và 918°C tương ứng. Trong hợp kim, cùng tinh Fe-FeS có nhiệt độ nóng chảy thấp (980°C), khi kết tinh sẽ nằm ở biên giới hạt làm cho gang dễ bị vỡ nóng. Với thép, khi nung nóng để cán kéo hay gia công biến dạng, các cùng tinh này sẽ nóng chảy trước gây hiện tượng đứt ở biên giới hạt.

Lưu huỳnh còn tạo cùng tinh Ni-Ni₃S₂ ($T_{nc}^0 = 644^{\circ}\text{C}$) cũng có tác dụng tương tự [2].

Khi tính toán nhiệt động học các quá trình khử lưu huỳnh, tác giả [9] chỉ ra rằng, độ hoà tan của lưu huỳnh trong thép được mô tả bằng quan hệ:

$$[S] = \frac{A}{[Mn] + B} \quad (2.4)$$

$$\text{với } \lg A = -8410/T + 4,46$$

$$\lg B = -6720/T + 2,61$$

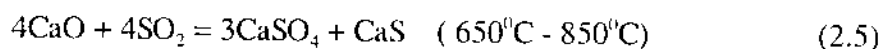
ở nhiệt độ 1500°C thì giá trị $[S] = 0,039\%$.

Về hình thức tồn tại của lưu huỳnh trong gang, tác giả [9] cho rằng, trước hết là các sunfit, thí dụ FeS, sau đó là S nguyên tử, anion S^{2-} và cuối cùng là hơi lưu huỳnh.

Lưu huỳnh có ảnh hưởng rất mạnh đến tốc độ khuếch tán của cacbon khi graphit hoá. Hàm lượng S cao, các thành phần cùng tinh Fe-FeS dễ chảy sẽ tập trung trên biên giới hạt kim loại và ngăn cản quá trình khuếch tán của C. Điều này lí giải tại sao khi biến tính gang cầu, hàm lượng S trong gang phải được khống chế ở một giá trị nhất định.

Nguồn gốc xuất hiện của lưu huỳnh trong gang

Trong quá trình cháy của than, quá trình nấu chảy các vật liệu trong lò đứng, các loại sunfit và sunfat được hình thành theo các phản ứng sau:



Cacbon nóng đỏ có tính khử rất mạnh sẽ tham gia phản ứng tạo S:



Hoặc lưu huỳnh ở dạng MgS trong than sẽ tác dụng với CaO trong mẻ liệu:



Ngoài ra, gang lỏng sẽ chứa lưu huỳnh từ than đá trong các điều kiện sau:

1- Gang lỏng tiếp xúc với các loại sunfit, thí dụ FeS, mà FeS được hình thành do phản ứng của gang lỏng với hơi lưu huỳnh.

2- Gang lỏng tiếp xúc trực tiếp với S nguyên tử đã hình thành theo phản ứng:



3- Gang lỏng tiếp xúc với H_2S hoặc SO_2 trong lò;

4- Gang lỏng nằm phía dưới lớp xỉ oxy hoá sẽ được làm giàu S khi tiếp xúc với CaS khi có mặt FeO:



Sunfit sắt hoà tan trong gang với bất kỳ tỷ lệ nào và xuất hiện trong gang do các phản ứng trực tiếp giữa gang lỏng và tất cả các hợp chất của lưu huỳnh có trong lò và trong mẻ liệu.

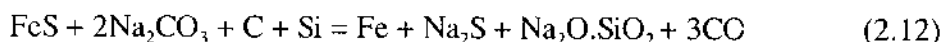
Khử lưu huỳnh bằng hỗn hợp khử

Bản chất của quá trình khử S trong gang bằng hỗn hợp khử ở trạng thái rắn, là làm thế nào để đưa lưu huỳnh từ pha lỏng này (sắt) sang pha lỏng khác (xỉ) dưới tác dụng của nhiệt độ. Vấn đề quan trọng ở đây là nhiệt độ phải đủ cao, hàm lượng hai pha lỏng phải đủ để hình thành rất nhanh một pha xỉ thích hợp có tác dụng khử S. Sau đó, có thể coi hai pha này là một thể đồng nhất và lưu huỳnh sẽ phân bố ở hai pha theo một tỷ lệ thích hợp phụ thuộc vào nhiệt độ và thành phần của xỉ.

Các nguyên tố dùng để khử S thường phải có ái lực với S mạnh hơn ái lực với Mn và Fe, nhưng lại tạo thành một pha rắn khác không hoà tan trong kim loại lỏng mà lại hoà tan trong xỉ. Các loại sunfit mới được tạo thành có khối lượng riêng nhỏ hơn kim loại, dễ dàng nổi lên mặt thoáng kim loại lỏng và đi vào xỉ. Thoả mãn các yêu cầu này thường là các nguyên tố ở chu kỳ 1 và 2 trong bảng tuần hoàn Mendeleev (thí dụ Li, Na, K, Ca, Mg, Sr, Ba..) và các nguyên tố thuộc họ đất hiếm. Trong các nguyên tố kể trên, vai trò của Ca đã được nhiều công trình đề cập đến, công trình [5] cho rằng, Ca có vai trò khống chế hàm lượng Al, O_2 và S trong gang và để thu được aluminat can xi ($CaAlO_2$) lỏng thì hàm lượng S trong gang phải thấp. Nếu hàm lượng lưu huỳnh cao, trong gang rất dễ dàng hình thành các vật lẫn giàu Al_2O_3 . Sau khi cho Ca vào gang lỏng, các tạp chất sẽ bị khử đồng thời với S, mức độ khử lưu huỳnh có thể đạt được (40 - 50)%.

Các chất khử thường dùng để khử lưu huỳnh là các ôxit hoặc muối của Na hoặc Ca, thí dụ như Na_2CO_3 , $CaCO_3$, CaO, CaC_2 , một số kim loại như magie và đất hiếm...

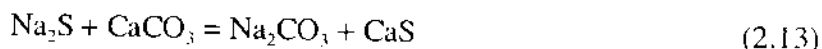
- *Khử lưu huỳnh bằng soda Na_2CO_3* : Trong gang lỏng, Na_2CO_3 tham gia vào phản ứng khử S với sự tham gia của cacbon và silic:



Khi hàm lượng S trong gang càng cao thì khả năng khử S của Na_2CO_3 càng tốt. Tuy SiO_2 liên kết cùng Na_2O sẽ làm giảm hiệu quả khử S của soda nhưng metasilicat

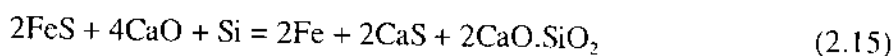
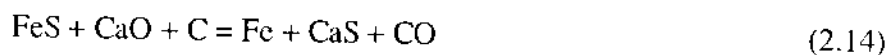
vẫn có tác dụng khử S với một tỷ lệ $\text{Na}_2\text{O}/\text{SiO}_2$ thích hợp. Hiệu quả của quá trình phụ thuộc rất nhiều vào hàm lượng S, tỷ lệ $\text{Na}_2\text{O}/\text{SiO}_2$, nhiệt độ phản ứng, sự khuấy trộn của muối trong lòng pha lỏng.

- *Khử lưu huỳnh bằng đá vôi CaCO_3* : Nguyên tắc của quá trình này là chuyển một loại sunfit kém ổn định thành loại sunfit khác ổn định hơn và sẽ tan vào trong xỉ:



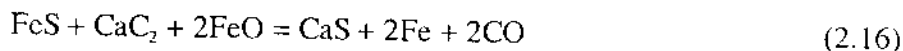
Phản ứng này còn cần một lượng nhiệt để phân huỷ CaCO_3 và nung sản phẩm đến nhiệt độ phản ứng. Do vậy, nhiệt độ kim loại lỏng sẽ bị giảm nhiều trong quá trình phản ứng. Thông thường phải dùng thêm huỳnh thạch để làm chất tạo xỉ.

- *Khử lưu huỳnh bằng vôi CaO* : Việc phân tích thành phần hoá học của xỉ xuất hiện khi khử lưu huỳnh đã chỉ ra rằng, ít xuất hiện SiO_2 nhưng gốc SiO_2^+ lại được tạo ra khá nhiều, làm giảm khả năng khử lưu huỳnh của soda. Việc cho thêm CaO sẽ làm tăng hàm lượng Na_2O tự do và do đó lại làm tăng khả năng khử S của soda. Quá trình đó cũng làm giảm tác dụng của soda với tường lò, nâng cao tuổi thọ tường lò:



CaO có tác dụng làm giảm hàm lượng S một cách đáng kể, nhưng nhiệt độ kim loại lỏng cũng giảm nhiều (khoảng $50 - 100^\circ\text{C}$).

- *Khử lưu huỳnh bằng đất đèn CaC_2* : Phản ứng xảy ra như sau:



Ngoài ra, đất đèn còn có tác dụng nâng cao nhiệt độ kim loại lỏng theo phản ứng: $\text{CaC}_2 + 1,5\text{O}_2 = \text{CaO} + \text{CO}$. Đất đèn có nhiệt độ nóng chảy cao nên cần dùng thêm chất trợ dung để nâng cao tính chảy loãng của xỉ, thường là NaCl . Trong bể kim loại, clo được giải phóng sẽ có tác dụng khuấy trộn kim loại lỏng, nâng cao hiệu quả khử S và đồng thời còn có tác dụng như tinh luyện. Lượng dùng CaC_2 khoảng 0,6% so với kim loại lỏng.

- *Khử lưu huỳnh bằng Mg* :



Nhiệt động học của phản ứng này và hiệu quả khử S sẽ được đề cập đến ở mục 2.2.3.

• *Khử lưu huỳnh bằng các kim loại đắt hiếm (KLĐH):* Các phản ứng của quá trình có thể xảy ra:



KLĐHS được hình thành khi hàm lượng KLĐH $> 1,38\%$

KLĐH₃S₄ được hình thành khi hàm lượng KLĐH $> 2,19 \cdot 10^{-6}\%$

KLĐH₂S₃ được hình thành khi hàm lượng KLĐH $< 2,19 \cdot 10^{-6}\%$

Trong hệ Fe-S-KLĐH, ái lực của lưu huỳnh với KLĐH được biểu diễn như sau:

$$\lg a_{|\text{S}|} = \lg |\% \text{S}| + 0.66 - 20 |\% \text{Ce}|. \quad (2.21)$$

Ảnh hưởng của các nguyên tố khác (X) có mặt trong gang đến quá trình khử S của KLĐH thể hiện qua các hệ số tương tác e_s^x :

$$\lg f_s = \sum_{i=1}^N e_s^{x_i} |X|$$

với f là hệ số hoạt độ và các hệ số này có thể tra trong sổ tay luyện kim.

Hiệu quả khử lưu huỳnh trong gang phụ thuộc vào nhiều yếu tố, nhưng một yếu tố vô cùng quan trọng là độ kiềm của xỉ khử:

$$K = \frac{\text{CaO} + \text{MgO}}{\text{SiO}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3} \quad (2.22)$$

Giá trị này thường phải dưới 0,8 đối với xỉ axit. Tác giả [9] đã nghiên cứu việc nấu gang trong lò đứng với nhiều loại gạch khác nhau và đã đi đến kết luận rằng: gang nấu trong lò đứng, xỉ kiềm, hàm lượng S sẽ dao động trong khoảng 0,04 - 0,1%.

Ngoài độ kiềm của xỉ, thành phần các nguyên tố hợp kim cũng gây ra ảnh hưởng rất nghiêm trọng đến hiệu quả khử lưu huỳnh. Buzek [10] đã nghiên cứu hệ Fe-Cr-S và hệ Fe-Mo-S và đi đến kết luận, crom làm giảm còn molipden lại làm tăng hoạt tính của lưu huỳnh trong hệ.

Mỗi chất khử đều có tác dụng ở những điều kiện nhất định, việc sử dụng tổ hợp các cấu tử trên sẽ phát huy tốt tác dụng của từng cấu tử. Xỉ tinh luyện sẽ phát huy tốt

tác dụng khi nó thoả mãn các yêu cầu sau: Không làm oxy hoá các nguyên tố cần thiết, có khả năng khử S và O với hiệu quả cao, không làm hoà tan thêm khí vào kim loại lỏng và dễ dàng thu nhận các tạp chất phi kim trong quá trình khử.

Các phương pháp tinh luyện và khử lưu huỳnh

Như trên đã trình bày, hiệu quả khử lưu huỳnh phụ thuộc vào nhiều yếu tố, nhưng các yếu tố quan trọng phải kể đến là:

- Hoạt tính của chất khử và tinh luyện đối với tạp chất bị khử: Thông thường hoạt tính này phải đủ lớn để khi chất khử tiếp xúc với tạp chất thì phản ứng khử có thể xảy ra ngay lập tức. Sản phẩm sau khi khử sẽ cùng xỉ phản ứng tạo thành các xỉ phức hợp và bị loại khỏi kim loại lỏng.
- Sự phân bố các nguyên tố khử và tạp chất bị khử phải đồng đều và có nhiều cơ hội tiếp xúc với nhau để cho phản ứng khử dễ dàng xảy ra. Điều này phụ thuộc vào phương pháp, công nghệ đưa chất khử vào kim loại lỏng và quá trình khuấy trộn.

Các phương pháp chủ yếu để đưa chất khử vào kim loại lỏng hiện đang được sử dụng là:

1. *Phương pháp cho trực tiếp vào thùng rót:* Đây là phương pháp đã được dùng phổ biến trong sản xuất cho cả biến tính và khử lưu huỳnh nhưng hiệu quả khử không cao, tuy rằng nó rất đơn giản và dễ thực hiện. Dựa theo cách đặt chất khử trong gầu và vị trí tương đối giữa chất khử và gầu, có thể thấy 10 cách đưa chất khử vào gầu rót [12]. Quá trình tiếp theo sau khi rót kim loại lỏng vào gầu là phải khuấy đảo cơ học.
2. *Phương pháp rắc bột khử trên máng ra gang:* Đặt một phễu chứa chất khử ngay trên máng ra gang ở độ cao 40 - 50 cm. Thế năng của hạt chất khử sẽ làm cho hạt khử xâm nhập sâu vào kim loại lỏng rồi đi xuống gầu rót và khuấy trộn ở đó. Hiệu quả khử của phương pháp này rất kém.
3. *Phương pháp phun bột khử bằng dòng khí mang:* Khí mang thường dùng là khí trơ như heli, argon hoặc nitơ. Trong quá trình thổi, phải tính toán chính xác áp suất thổi và tỷ lệ hỗn hợp khí/chất khử để có thể hình thành một trạng thái cân bằng tức thời trong hệ, để đạt tới một sự đồng đều về nhiệt độ và thành phần, tạo điều kiện tốt cho phản ứng khử xảy ra. Sự biến động của áp suất thổi sẽ làm phá vỡ trạng thái cân bằng vừa được hình thành, tạo dòng xoáy trong lòng kim loại làm giảm nhiệt độ của gang lỏng. Trong công nghệ

này, ngoài vai trò quyết định của bột khử thì vai trò của khí tải cũng rất quan trọng. Hệ thống khí tải phải thoả mãn các yêu cầu sau:

- * Ổn định về áp suất;
- * Có khả năng vận tải được nhiều loại vật liệu có tỷ trọng và cỡ hạt khác nhau;
- * Dễ điều chỉnh, có thể duy trì được lượng khí thổi và thời gian xử lý tương đối ngắn;
- * Sạch về thành phần.

Hiệu quả của phương pháp này phụ thuộc vào các yếu tố như loại, thành phần, độ hạt và độ ẩm của chất khử; lượng và chất lượng khí tải, thời gian, chiều sâu và cường độ thổi; hàm lượng lưu huỳnh và các tạp chất trong kim loại; khối lượng kim loại phải khử S và dạng gầu rót...

Tuy phương pháp này mới ra đời nhưng nó đang được phát triển nhanh chóng. Vấn đề là phải hoàn chỉnh hơn nữa về công nghệ và thiết bị, nâng cao độ an toàn của hệ khí - bột.

4. *Phương pháp dùng dây bọc.* Nguyên lý của phương pháp này là, nhồi hỗn hợp khử vào ống thép nhỏ có đường kính 1,0 - 1,5 cm rồi nhấn chìm ống này vào bể kim loại lỏng. Dây bọc vừa cung cấp hỗn hợp khử, vừa là que khuấy trước khi vỏ bọc bị hoà tan. Lượng dùng chất khử được khống chế bằng chiều dài ống dây đã nhấn vào bể kim loại.
5. *Phương pháp dùng buồng phản ứng.* Chất khử được đặt trong buồng phản ứng sẽ phản ứng với kim loại lỏng khi chảy qua nó. Các phản ứng khử và tinh luyện xảy ra trong buồng và tiếp tục tác dụng với nhau ở trong gầu rót.

Trong phương pháp này, tốc độ rót và diện tích buồng phản ứng là những yếu tố quyết định đến hiệu quả của quá trình khử và được đặc trưng bằng thông số hoà tan Φ ($\text{kg}/\text{cm}^2 \cdot \text{s}$), tức là khối lượng kim loại lỏng chảy qua một đơn vị diện tích bề mặt buồng phản ứng trong một đơn vị thời gian. Ngoài ra, còn một thông số cũng phải quan tâm là tốc độ hoà tan v . Nó được định nghĩa là độ giảm chiều cao của chất khử trong buồng phản ứng theo thời gian. Giá trị này theo kinh nghiệm vào khoảng (1 - 2) mm/s.

6. *Phương pháp xỉ lỏng.* Nấu chảy hỗn hợp khử trong một thiết bị nấu rồi rót kim loại lỏng đã gạt sạch xỉ vào gầu chứa xỉ. Các phản ứng sẽ nhanh chóng xảy ra trong các điều kiện nhiệt động học thuận lợi. Vấn đề là phải tìm được thành phần thích hợp của xỉ để xỉ:

- Có nhiệt độ nóng chảy thấp, độ nhớt thích hợp;
- Sức căng bề mặt kim loại- xỉ phải nhỏ;
- Dễ dàng tách khỏi kim loại lỏng và nổi lên trên mặt thoáng.

Đồng và niken

Đồng có khối lượng riêng $8,3 \text{ kg/dm}^3$; nhiệt độ nóng chảy 1083°C , nhiệt độ sôi 2300°C . Niken có khối lượng riêng $8,9 \text{ kg/dm}^3$; nhiệt độ nóng chảy 1452°C , nhiệt độ sôi 2900°C . Đây là 2 nguyên tố có tính chất rất đặc biệt, vừa là chất graphit hoá vừa là chất peclit hoá: ở giai đoạn kết tinh lần 1, chúng có tác dụng tăng cường quá trình graphit hoá nhưng khi có chuyển biến cùng tích thì chúng lại cản trở sự phân hoá của peclit, làm ổn định peclit (ngược lại so với silic). Đó là đặc tính rất quý của đồng và niken khi dùng làm nguyên tố hợp kim hoá trong gang. Hai nguyên tố này còn có tác dụng làm đồng đều tổ chức và tính chất của gang trên toàn bộ thiết diện của vật đúc. Tác dụng tăng bền và độ cứng của hai nguyên tố này thể hiện rất rõ trong gang chứa silic thấp.

Hệ số graphit hoá của hai nguyên tố như sau (so với graphit):

	Cu	Si
Kết tinh lần 1	+0,35	+0,5
Kết tinh lần 2	-0,8	-0,25

Lượng đồng trong gang nên dùng 3 - 4% vì ở giới hạn này, tác dụng graphit hoá của đồng rất yếu nhưng độ cứng của gang có thể đạt tới 350 HB mà vẫn gia công cắt gọt dễ dàng như gang xám thường.

Gang chứa 2% Ni đã có tổ chức hoàn toàn là peclit; 3 - 4% Ni tổ chức đã có sorbit; 4 - 5% Ni thì gang đã có tổ chức mactenxit. Gang chứa 20% Ni thì tổ chức là austenit.

Crom

Crom có khối lượng riêng $7,1 \text{ kg/dm}^3$; nhiệt độ nóng chảy 1860°C , nhiệt độ sôi 2660°C . Crom là nguyên tố cacbit hoá mạnh ở chuyển biến cùng tích, thí dụ, hàm lượng $\text{Cr} > 0,5\%$ đã làm xuất hiện xementit. Crom lại nâng cao tính ổn định của austenit ở chuyển biến cùng tích. Vì lý do đó, trong sản xuất phải dùng kết hợp crom với các nguyên tố khác như Ni, Cu, Mo, Al... để chúng tạo những ảnh hưởng bù trừ lẫn nhau. Thí dụ, dùng kết hợp crom và niken. Trong quá trình kết tinh lần 1, niken có tác dụng graphit hoá nhưng crom lại thúc đẩy quá trình hình thành xementit, chúng có tác dụng

bù trừ lẫn nhau. Trong giai đoạn kết tinh lần 2, cả hai nguyên tố đều có tác dụng ổn định và làm nhỏ hạt peclit, ngăn cản sự hình thành ferit ở những chỗ thành dày của vật đúc. Hàm lượng crom lớn hơn 12% thì vùng austenit thực tế không còn nữa. Đối với gang xám hợp kim thấp, hàm lượng Ni khoảng 0,3 - 1,0% và tỷ lệ Ni/Cr có thể lấy 1/1 đến 3/1. Do niken đắt nên chỉ dùng tỷ lệ 1/1 kết hợp với các biện pháp biến tính khác để điều khiển quá trình kết tinh

Molipđen

Molipđen có khối lượng riêng 10,32 kg/dm³; nhiệt độ nóng chảy 2620°C, nhiệt độ sôi 4700°C. Đây là nguyên tố có tác dụng tăng bền và peclit hoá rất mạnh. Tác dụng peclit hoá của Mo chỉ phát huy khi hàm lượng của nó vượt 0,8% và sẽ làm gang trở thành trắng khi hàm lượng trên 3%. Trong điều kiện nguội bình thường và hàm lượng Mo < 1% thì molipđen là nguyên tố thúc đẩy graphit hoá ở giai đoạn kết tinh lần thứ nhất. Nếu dùng 0,6 - 0,8% Mo kết hợp với 1,2% Ni, sẽ thu được gang đặc biệt gọi là “gang kim” có độ bền rất cao với tổ chức là trustit và mactenxit hình kim.

Molipđen có tác dụng tăng độ dẻo cho gang cầu và tăng độ bền cho gang chịu nóng crom thấp (chứa 0,16 - 0,6% Cr). Ngoài ra, Mo còn có tác dụng làm tăng độ thấm tôi của gang, tạo điều kiện thuận lợi cho quá trình nhiệt luyện, nhất là khi sản xuất gang cầu tôi đẳng nhiệt (ADI).

Titan

Titan có khối lượng riêng 4,5 kg/dm³; nhiệt độ nóng chảy 1725°C, nhiệt độ sôi 3000°C. Titan là nguyên tố graphit hoá khi hàm lượng nhỏ hơn 0,5%. Dưới tác dụng của titan, graphit tiết ra có dạng xoắn, tấm ngắn và mịn. Một đặc điểm quan trọng của titan là ở một nồng độ nào đó, nó tạo điều kiện hình thành cacbonnitrit và làm cho xementit dễ bị phân huỷ, vượt quá giới hạn trên, titan kết hợp với cacbon tạo thành hợp chất bền vững TiC và làm cho gang kết tinh theo hệ ổn định giả. Lượng dùng titan trong gang khoảng 0,05 - 0,2% tùy thuộc vào loại gang.

Nhôm

Nhôm có khối lượng riêng 2,4 kg/dm³; nhiệt độ nóng chảy 660°C, nhiệt độ sôi 1800°C. Nhôm là nguyên tố có ái lực rất mạnh với các nguyên tố khác có trong gang, thí dụ oxy, cacbon, nitơ, lưu huỳnh và tạo thành các hợp chất có hại. Tác dụng graphit hoá của nhôm phụ thuộc vào thành phần Al như sau:

- 0 - 4%: Thúc đẩy quá trình graphit hoá mạnh
- 4 - 8%: Giảm dần mức độ graphit hoá tới 0

8 -18%: Cản trở graphit hoá

18 - 25%: Thúc đẩy quá trình graphit hoá.

Có thể dùng nhôm để sản xuất gang chịu nhiệt gọi là gang cao nhôm (18 - 25% Al).

Các nguyên tố khác

Ngoài những nguyên tố kể trên, trong gang còn có một số nguyên tố khác, hoặc là cố ý hoặc là ngẫu nhiên nhằm mục đích thay đổi một tính chất nào đó của gang. Các nguyên tố này thường có hàm lượng rất nhỏ vì tác dụng của chúng đôi khi lại bất lợi nếu hàm lượng khá lớn. Thiếc là nguyên tố peclit hoá, ổn định xementit trong peclit nhưng không tạo xementit tự do, đồng thời còn làm cho graphit mịn và phân bố đều. Lượng dùng Sn không vượt quá 0,2%.

Antimoan và bitmut là những nguyên tố cacbit hoá, ổn định peclit đặc biệt là bismut, với hàm lượng 0,04% Bi đã làm cho gang bị trắng hoàn toàn. Trong gang xám thường lượng dùng các nguyên tố này rất nhỏ, thường nhỏ hơn 0,03%.

2.2. TÍNH CHẤT CỦA GANG

2.2.1. Tính đúc

a. Tính chảy loãng và khả năng điền đầy khuôn

Kim loại lỏng cũng giống như những chất lỏng khác đều có tính sệt (chất lỏng Newton). Giả sử có một chất lỏng chảy qua một ống dẫn với bán kính r và chiều dài l . Tốc độ dòng chảy trong ống phụ thuộc vào độ chênh áp ΔP giữa hai đầu ống: $\Delta P = P_1 - P_2$. Lượng kim loại lỏng V chảy qua ống trong một đơn vị thời gian được xác định theo quan hệ sau:

$$V = \frac{\pi r^4 \Delta P}{8\eta l} \quad (2.23)$$

Độ sệt động học η là tỷ số giữa ứng lực tiếp tuyến (τ) tác dụng giữa các lớp của dòng chảy với vận tốc v theo hướng chuyển động của nó và giá trị biến thiên tốc độ vuông góc với dòng chảy (dv/dy):

$$\eta = \frac{\tau}{dv/dy} \quad (2.24)$$

Giá trị nghịch đảo của độ sệt được gọi là độ chảy loãng. Độ loãng của kim loại

lỏng khi điền đầy khuôn có ý nghĩa đặc biệt lớn trong sản xuất đúc. Tính chất công nghệ này được gọi là *khả năng điền đầy khuôn*. Nó là tính công nghệ và đồng thời cũng là *tính đúc* của hợp kim (độ chảy loãng của hợp kim), bởi vì nó xác định khả năng điền đầy khuôn của kim loại lỏng.

Gang có độ chảy loãng tốt hơn thép, nhất là gang có thành phần cùng tinh, bởi vậy gang dễ đúc và khả năng điền đầy rất tốt. Muốn nâng cao độ chảy loãng của gang có thể dùng hai biện pháp chủ yếu:

- Nâng cao nhiệt độ rót;
- Điều chỉnh hàm lượng silic và photpho để gang đạt thành phần cùng tinh. Trong đó thành phần photpho rất quan trọng vì photpho sẽ tạo cùng tinh dễ chảy ở nhiệt độ 900°C cho nên, khi đúc các đồ mỹ nghệ có thể nâng hàm lượng photpho đến 1%.

Khi xét đến khả năng điền đầy khuôn, ngoài độ chảy loãng, cần phải xét tới sức căng bề mặt của gang. Lưu huỳnh và oxy là hai nguyên tố làm giảm sức căng bề mặt, phần nào cũng làm cho gang chảy loãng tốt hơn. Magiê và ceri là nguyên tố làm tăng sức căng bề mặt của gang, đồng thời cũng là những nguyên tố có ái lực rất mạnh với oxy và lưu huỳnh. Đây chính là nguyên tắc sử dụng Mg và Ce để biến tính gang cầu.

b. Đặc tính co của gang

Co thể tích

Co thể tích thường xảy ra khi kim loại trong khuôn đúc còn ở trạng thái lỏng và hai pha. Hậu quả của co thể tích là các lỗm co và rỗ co được hình thành. Thông thường, độ co thể tích của gang hoặc thép phụ thuộc vào những yếu tố sau:

- Khoảng đông: khoảng đông càng lớn (hợp kim có thành phần càng xa cùng tinh) thì co ngót càng nhiều.

- Lượng graphit cùng tinh càng nhiều, thể tích co càng giảm do quá trình graphit hoá kèm theo hiện tượng dẫn nở thể tích, 1% graphit sẽ làm cho gang tăng thể tích khoảng 2%.

- Gang cầu co nhiều nhất, lớn hơn cả gang trắng, nhất là khi có độ cùng tinh nhỏ. Thể tích co ngót của một số loại gang như sau:

Gang trắng: 4 - 6% ; Gang xám: -0,5 - 2,0%; Gang cầu (S_C cao): 7% ; Gang cầu (S_C thấp): 10%

Quá trình kết tinh của gang có kèm theo hiện tượng dẫn nở thể tích khi graphit

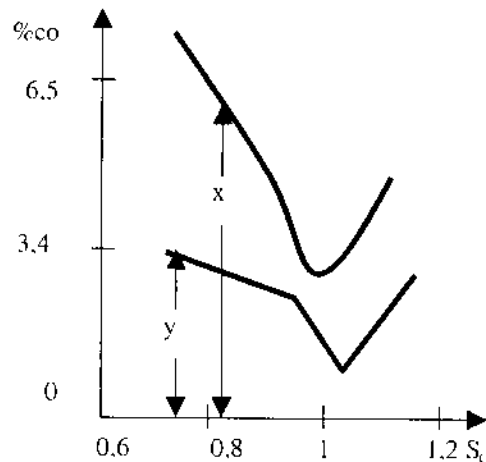
kết tinh. Độ co thực của gang tại một nhiệt độ rót nhất định, phụ thuộc vào nhiều yếu tố nhưng trong đó có hai yếu tố rất quan trọng là môđun vật đúc và mức độ cùng tinh. Hai yếu tố này sẽ quyết định, khi đông đặc vật đúc sẽ tăng thể tích (không cần bổ ngót) hoặc vật đúc sẽ giảm thể tích, bắt buộc phải bổ ngót. Giá trị thể tích giảm đi sẽ xác định độ lớn của đậu ngót.

Mức độ cùng tinh tăng sẽ làm giảm nhiệt độ bắt đầu xuất hiện lõm co (trên đường nguội), đồng thời cũng làm rút ngắn thời gian kết tinh của pha austenit, kéo dài thời gian tiết pha graphit, do đó độ co của gang sẽ giảm đi.

Khi xem xét đặc tính co của các loại vật liệu nói chung và của gang nói riêng, cần phải phân biệt khả năng tạo rỗ co tập trung và xốp co trong vật đúc. Hai giá trị này hoàn toàn phụ thuộc vào mức độ cùng tinh của gang như ở hình 2.15.

Hình 2.15. Ảnh hưởng của thành phần cùng tinh đến co ngót trong gang xám.

x - tổng thể tích co
y - rỗ co tập trung
x - y: thể tích xốp



Thể hiện bên ngoài của hiện tượng dẫn nở graphit hoá chính là việc dẫn nở lớp vỏ đã đông đặc của vật đúc. Việc co dẫn của lớp vỏ đông đặc hoặc là làm tăng thể tích của hốc khuôn, hoặc là làm giảm thể tích của hốc khuôn, tùy thuộc vào điều kiện nguội và kết cấu vật đúc, cụ thể là độ cứng của khuôn đúc và hệ số tích nhiệt của khuôn. Hệ số tích nhiệt của khuôn lớn sẽ làm cho số lượng graphit trong gang giảm đi. Vật liệu làm khuôn cách nhiệt sẽ đảm bảo cho quá trình tiết pha graphit được triệt để. Khi đúc trong khuôn có độ cứng cao, việc dẫn nở của gang khi graphit hoá sẽ làm giảm thể tích lõm co vì khi đó gang dẫn nở về phía vật đúc chứ không phải dẫn nở về phía khuôn đúc. Hình 2.16 cho ta thấy sự khác biệt về sự thay đổi chiều dài rất khác nhau giữa các loại gang.

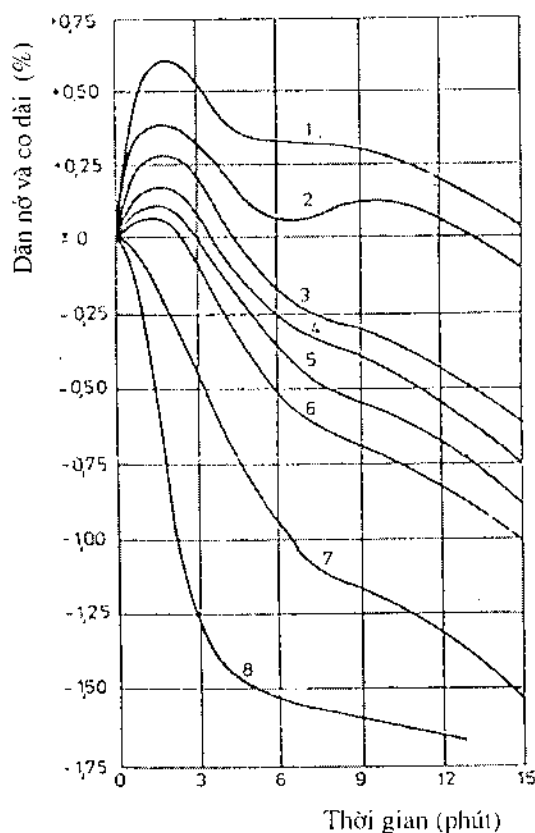
Vấn đề co thể tích của gang có liên quan đến việc bổ ngót khi đúc. Thực tế, người ta bỏ qua việc thiết kế đậu ngót cho gang xám vì độ co của gang xám khi đông đặc được bù trừ bởi hiện tượng dẫn nở thể tích khi graphit hoá. Đối với gang cầu, tuy có

hệ số co khá lớn (dao động 4 - 10%, tùy thuộc vào mức độ cùng tinh), nhưng vẫn có khả năng thiết kế công nghệ tránh được việc bỏ ngót, thí dụ với vật đúc hình trụ. Tác giả [18] đã chứng minh rằng, gang cầu cho vật đúc hình trụ rỗng đúc trong khuôn cát nều có quan hệ giữa đường kính trong d và đường kính ngoài D thoả mãn tỷ lệ: $d/D > 0.5$ thì không cần bỏ ngót, vì khi đó hướng co của lớp vỏ vật đúc trùng với hướng dẫn nở của ruột cát hình trụ.

Co dài của gang đúc

Co dài của gang phụ thuộc rất nhiều vào thành phần của gang và tốc độ nguội: lượng cacbon và silic càng cao, chiều dày vật đúc càng lớn thì độ co dài càng giảm. Khi tính toán kích thước của mẫu đúc phải xem xét đến độ co dài của gang vì gang có giai đoạn graphit hoá, làm tăng kích thước của vật đúc. Xem xét quá trình co dài của gang phải xem xét đến quá trình co trước và sau peclit, vì hai quá trình này có ảnh hưởng trực tiếp đến độ co chung của vật đúc nhưng lại có ảnh hưởng đến việc có hình thành nứt nóng trong vật đúc hay không. Độ co sau peclit đối với mọi loại gang là như nhau, nhưng co trước peclit hoàn toàn phụ thuộc vào tổ chức của gang. Gang trắng có độ co trước peclit lớn nhất, tiếp đến là gang cầu và cuối cùng là gang xám.

Hệ số nở và co của một số mác gang phụ thuộc vào thời gian nguội có thể tham khảo trên hình 2.16. Đường đồ thị mô tả sự phụ thuộc của hệ số co dài theo thời gian nguội chia làm ba phần: giai đoạn dẫn nở trước co, giai đoạn co trước peclit và giai đoạn co sau peclit. Rõ ràng, gang biến trắng (đường số 7) và gang trắng (đường số 8) không có dẫn nở trước co do không có quá trình tiết ra graphit khi kết tinh, đường biểu diễn không có đoạn đi lên phía hệ số dẫn nở (+) dương. Gang xám có



Hình 2. 16.

Dẫn nở và co của một số mác gang.

1. Gang cầu, $S_c = 1,14$
2. Gang xám ferit, $S_c = 1,19$
3. Gang xám, $S_c = 1,13$
4. Gang xám peclit, $S_c = 1,10$
5. Gang xám, $S_c = 1,02$
6. Gang xám, $S_c = 1,0$
7. Gang biến trắng, $S_c = 0,96$
8. Gang trắng, $S_c = 0,93$

mức độ cùng tinh càng nhỏ, hệ số dẫn nở trước co cũng càng nhỏ. Gang cầu lại có hệ số dẫn nở trước co lớn nhất.

c. Ứng suất và nứt

Tuy rằng khi kết tinh, gang có hiện tượng tiết pha graphit làm tăng thể tích, bù trừ cho quá trình co, nhưng trong thực tế vẫn dễ bị nứt, nhất là nứt nóng. Cấu tạo vật đúc, độ cứng của khuôn và thành phần của gang là những nhân tố ảnh hưởng đến quá trình hình thành vết nứt trong vật đúc. Gang cũng bị nứt nóng, tức là hiện tượng nứt xảy ra trong quá trình kết tinh, lúc vẫn còn pha lỏng bên trong vật đúc. Gang nào có hệ số co nhỏ, dẫn nở trước co nhiều thì càng ít bị nứt nóng. Về mặt này, có thể xếp hạng các mác gang theo thứ tự tăng dần khả năng bị nứt nóng là: gang cầu peclit-graphit hoặc gang cầu P+F+Gr thì ít bị nứt nóng nhất, sau đó là gang xám, gang hoa râm, gang ít cacbon, gang hợp kim và dễ bị nứt nóng nhất là gang trắng. Gang cầu ít bị nứt nóng hơn cả có thể giải thích theo quan điểm độ bền của lớp vỏ đông đặc. Trong số các loại gang đúc thì chỉ có gang cầu là mác gang có độ dẻo dai khi kết tinh, bởi vậy lớp vỏ đông đặc gang cầu vẫn có khả năng tự biến dạng theo lực cản co để khử ứng suất hình thành trong quá trình kết tinh và do đó triệt tiêu khả năng tạo vết nứt nóng khi đông đặc.

Những vật đúc bằng gang biến trắng rất dễ bị nứt. Do đặc điểm kết tinh, lớp vỏ ngoài vật đúc là gang trắng nên có hệ số co lớn nhưng phần lõi vật đúc lại có quá trình graphit hoá làm dẫn nở thể tích, đồng thời với quá trình trên còn có phát sinh ứng suất nhiệt, hai loại ứng suất này cùng dấu nên vật đúc bằng gang biến trắng rất dễ nứt.

Tổ chức hạt thô to, tỷ số Mn/S nhỏ, nhiệt độ rót cao, khuôn có tính lún kém đều làm tăng khả năng hình thành nứt nóng trong vật đúc gang. Đặc biệt khi hàm lượng mangan nhỏ hơn giới hạn ($Mn = 2S$), không đủ để khử tác dụng của lưu huỳnh trong gang thì gang rất dễ bị nứt nóng. Khi hàm lượng Mn không đủ để khử tác hại của lưu huỳnh thì lưu huỳnh sẽ cùng với Fe tạo hợp chất FeS và cùng tinh giòn nằm ở biên giới hạt, cùng tinh này gây hiện tượng bờ nóng ở gang và thép.

Trong quá trình làm nguội xuống dưới 620°C , trong vật đúc gang cũng hình thành ứng suất dư, đặc biệt đối với các loại gang giòn, thí dụ: gang trắng, gang hợp kim cao, gang có nhiều peclit. Đối với các loại gang này phải tiến hành nhiệt luyện sau đúc để khử ứng suất.

d. Độ hoà tan khí

Độ hoà tan khí là khái niệm chỉ lượng khí có thể hoà tan trong kim loại nói chung và trong gang nói riêng. Các đơn vị thường dùng là: cm^3 trong 100 g kim loại; tỷ

lệ % trọng lượng hoặc phần triệu trọng lượng ($10^{-4}\%$). Có thể tính giá trị tương đương như sau:

Oxy	$1 \text{ cm}^3 / 100 \text{ gam}$	$14,3.10^{-4} \%$
Nitơ	$1 \text{ cm}^3 / 100 \text{ gam}$	$12,5.10^{-4} \%$
Hydro	$1 \text{ cm}^3 / 100 \text{ gam}$	$0,9.10^{-4} \%$

Tổng lượng khí hoà tan trong gang có thể lên tới 6 ~ 50 $\text{cm}^3/100 \text{ gam}$ kim loại. Lượng khí hoà tan phụ thuộc vào nhiều yếu tố, thí dụ như bản chất khí hoà tan, nhiệt độ, áp suất riêng phần của chất khí. Về bản chất khí hoà tan, nitơ, hydro và hơi nước là những chất khí hoà tan nhiều trong gang.

Đặc biệt với khí nitơ, nếu độ hoà tan lớn hơn 15 $\text{cm}^3/100\text{g}$ thì sẽ gây rỗ khí, nhưng với hàm lượng nhỏ thì nitơ lại có tác dụng cải thiện cơ tính cho vật đúc gang. Khi đó nitơ được coi là nguyên tố hợp kim hoá vì lượng trong gang. Nitơ trong gang ở hai dạng, nguyên tử và phân tử. Ở trạng thái phân tử, nitơ là khí trơ, hoạt tính hoá học yếu. Sự có mặt của nó thường gây rỗ khí trong vật đúc. Nguyên tử nitơ có bán kính rất nhỏ nên dễ hoà tan trong sắt. Những hợp chất nitrit rất dễ phân ly thành nitơ hoạt tính - trạng thái hỗn hợp của nguyên tử và phân tử nitơ có năng lượng cao. Gang chỉ hoà tan nitơ ở trạng thái nitơ nguyên tử và nitơ hoạt tính.

Trong gang, nitơ có tác dụng tăng độ cứng của ferit và peclit, làm tăng tính ổn định của peclit, giảm lượng ferit, tăng xu hướng biến trắng, cản trở sự phân hoá xementit khi ủ gang dẻo. Gang sau cùng tinh chứa 0,015 - 0,02% N_2 thì tổ chức đã có hoàn toàn là peclit dạng sorbit. Việc đưa nitơ vào gang có thể thực hiện thông qua việc đưa CaCN_2 hoặc thổi khí amoniac vào gang lỏng.

Nguồn gốc gây rỗ khí trong gang chủ yếu là do liệu rỉ, ẩm ướt; gió lò đứng có độ ẩm cao; nổi lò và nổi rót sảy không kỹ.

2.2.2. Tính chất cơ học

Độ bền

Do tổ chức gang có chứa graphit nên gang chịu nén tốt hơn chịu kéo, có khả năng giảm chấn, làm tắt dao động rất tốt, đồng thời gang lại có độ bền mỏi cao. Bởi vậy thường dùng gang để chế tạo thân bệ máy, hộp giảm tốc...

Đối với gang xám, người ta thường dùng chỉ tiêu độ bền kéo và độ bền uốn để đánh giá gang, thí dụ GX 15-32 (đọc là gang xám 15-32), có nghĩa là, gang xám có độ

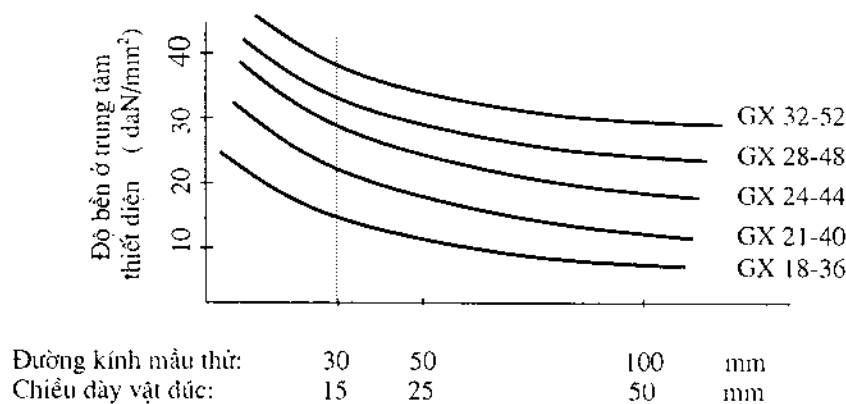
bền kéo là 15 daN/mm^2 và độ bền uốn là 32 daN/mm^2 . Đối với gang dẻo và gang cầu, dùng chỉ tiêu độ bền kéo và độ dẫn dài, thí dụ, GD 30-6 (đọc là gang dẻo 30-6), tức là gang dẻo có độ bền kéo là 30 daN/mm^2 và độ dẫn dài là 6%. GC 45-5 (đọc là gang cầu 45-5) có độ bền kéo 45 daN/mm^2 và độ dẫn dài 5%. Độ bền của gang phụ thuộc vào những yếu tố sau đây:

Độ bền của nền kim loại cơ sở: Gang càng chứa nhiều peclit, peclit càng mịn thì độ bền càng cao. Việc hợp kim hoá để các nguyên tố hợp kim tan vào trong ferit cũng làm tăng đáng kể độ bền của gang.

Hình dạng, cỡ hạt và số lượng graphit: Graphit làm giảm tính liên tục của nền, nó được coi như lỗ rỗng trong nền gang, bởi vậy càng nhiều graphit, gang càng kém bền. Graphit tấm làm cho gang mất tính liên tục hơn rất nhiều so với graphit hình cầu hoặc hình quả bóng. Bởi vậy gang cầu ferit nhưng lại có độ bền kéo lớn hơn gang xám graphit tấm nền peclit.

Như vậy những nguyên tố nào làm thay đổi tổ chức nền của gang đều làm thay đổi độ bền của gang. Đặc biệt, việc làm thay đổi số lượng, hình dáng và cỡ hạt của graphit làm thay đổi rất mạnh cơ tính của gang. Đây là cơ sở của quá trình biến tính gang.

Gang rất nhạy cảm với tốc độ nguội. Cùng một mác gang, với các tốc độ nguội khác nhau, sẽ thu được tổ chức gang khác nhau và hiển nhiên là độ bền của gang cũng sẽ rất khác nhau. Hình 2.17 chỉ ra ảnh hưởng của chiều dày vật đúc gang xám trong khuôn cát đến độ bền của mẫu gang.



Hình 2.17. Ảnh hưởng của chiều dày vật đúc gang xám đến độ bền

Đối với gang xám thường, có thể so sánh gần đúng độ bền khi chiều dày thành vật đúc thay đổi như sau:

Chiều dày thành, mm	15 - 20	20 - 30	30 - 50	50 - 75
Độ bền so sánh	1,0	0,9	0,8	0,7

Cũng có thể dùng công thức sau để tính độ bền kéo của mẫu thử có đường kính khác nhau của cùng một mác gang:

$$\frac{\sigma_D}{\sigma_a} = \left(\frac{d}{D} \right)^a \quad (2.25)$$

trong đó a là hệ số phụ thuộc vào mác gang, với gang xám, a phụ thuộc vào mức độ cùng tinh và có thể tính theo công thức: $a = 1,63S_c - 1,058$. Gang cầu có thể lấy $a = 0,04 - 0,17$.

Chú ý: Những công thức trên chỉ là gần đúng và chỉ sử dụng khi đánh giá một cách định tính. Các mác gang có biến tính ít nhạy cảm với chiều dày vật đúc hơn là so với gang không biến tính.

Năm 1951 Landa đã đưa ra giản đồ mang tên ông để chỉ ra mối quan hệ giữa bốn yếu tố: cơ tính, tổ chức, tốc độ nguội và thành phần của gang đúc trong khuôn cát. Khi đã biết trước 3 trong 4 thông số trên, có thể xác định thông số còn lại. Các bài toán đặt ra cho toán đồ này:

- Tìm hàm lượng Si trong gang khi biết cacbon tổng C_t , chiều dày thành vật đúc để đạt một độ bền nào đó cần thiết.
- Tìm chiều dày tối thiểu khi biết C_t ; %Si để vật đúc không bị biến trắng hoặc có tổ chức theo yêu cầu.

Cũng có thể giải các bài toán trên mà không cần giản đồ, bằng cách sử dụng công thức:

$$\sigma_h = \frac{75C_{jk} + 40}{C_{gr} + 1} \quad (2.26)$$

$$Si = \frac{A_T - C_t}{0,5(C_{jk} + K)}$$

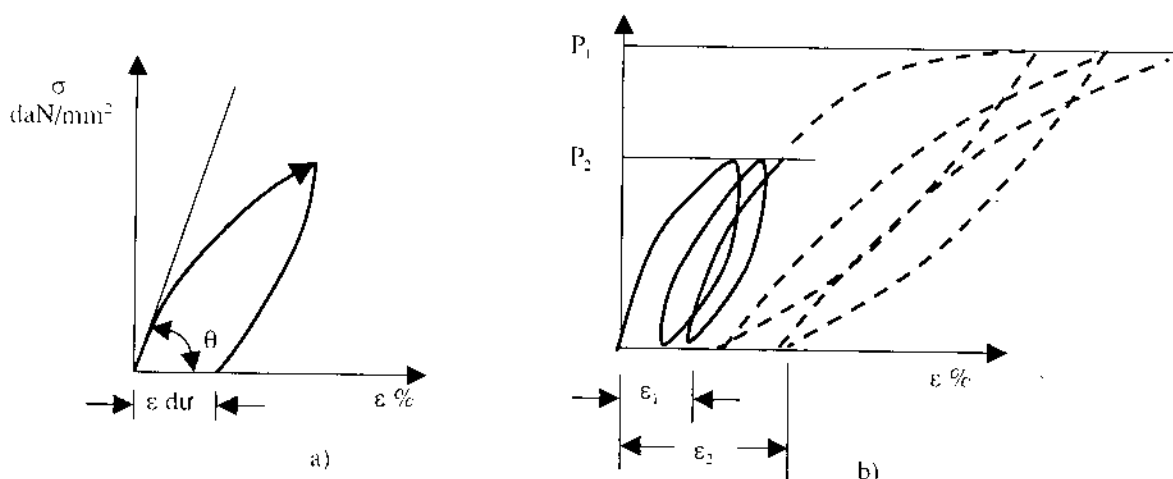
trong đó: C_{gr} , C_t là hàm lượng graphit và C tổng trong gang tính theo % trọng lượng. $A_T = 6,3 - \lg S$ với S là chiều dày thành vật đúc tính theo mm.

Bảng 2.2. Các hệ số K và cacbon liên kết trong công thức 2.26

	K	C_{lk}
Gang xám ferit-peclit	0,9 - 1,0	0,2 - 0,6
Gang xám peclit	1,0 - 1,2	0,8
Gang hoa râm	1,3 - 1,5	2,0 - 2,5 ($< C_l$)
Gang trắng	2,2 - 2,8	2,4 - 3,2 ($= C_l$)

Trong nhiều trường hợp, phải dùng gang để chế tạo những chi tiết làm việc ở nhiệt độ cao. Khi đó gang phải có tính chịu được nhiệt độ làm việc, hay nói cách khác, gang phải có độ bền chống dãn tốt. Dãn là quá trình biến dạng dẻo của vật liệu xảy ra chậm và liên tục dưới tác dụng của tải trọng cố định trong khoảng thời gian dài. Ở nhiệt độ cao, biến dạng dẻo bao giờ cũng xảy ra trước so với bất kỳ dạng phá huỷ nào, nên tìm hiểu bản chất của dãn lại là nội dung chính của lý thuyết bền nóng. Gang xám graphit tấm, gang dẻo có thể chịu được nhiệt độ 350°C, gang cầu đến 500°C. Các nguyên tố hợp kim hoá như Cr, Ni, Mo đều có tác dụng làm tăng độ bền chống dãn của gang. Nhiệt độ tăng sẽ làm giảm độ bền, độ cứng của gang giảm đi, độ dẻo tăng lên tức là làm giảm độ bền chống dãn.

Môđun đàn hồi



Hình 2.18. Quan hệ ứng suất - biến dạng của gang (a) và trạng thái ứng suất không đổi của gang (b)

Khác với thép, gang có môđun đàn hồi khá nhỏ và khi tăng tải trọng thì môđun đàn hồi lại giảm đi (đường quan hệ ứng suất kéo và độ biến dạng không tuyến tính mà

bắt đầu cong ngay khi tải trọng còn rất nhỏ), có nghĩa là gang không phải là vật liệu đàn hồi theo đúng định luật Hooke. Bởi vậy, quy ước lấy đường thẳng tiếp tuyến với đường biểu diễn σ - ε tại điểm gốc để xác định mô đun đàn hồi và gọi là E_0 .

Nghiên cứu mô đun đàn hồi của gang cần chú ý một số vấn đề sau:

- Gang chỉ được coi là vật liệu có tính đàn hồi khi tải trọng nhỏ hơn 25% độ bền kéo.

- Khi gang chịu tải trọng lặp đi lặp lại với ứng suất tăng dần, gang biến dạng dẻo ngày càng nhiều và mô đun đàn hồi quy ước sẽ giảm (độ dốc của đường tiếp tuyến E_0 giảm dần)

- Khi gang chịu tải trọng lặp với ứng suất không đổi, lúc đầu gang vẫn biến dạng dẻo nhưng sau khoảng 50 đến 100 lần đặt tải, gang không biến dạng dẻo nữa. Mô đun đàn hồi cũng ổn định. Nếu tiếp tục đặt tải ở mức cao hơn, gang lại biến dạng dẻo và mô đun đàn hồi quy ước E_0 sẽ giảm đi (hình 2.18b).

- Mô đun đàn hồi của gang phụ thuộc chủ yếu vào hình dạng và số lượng graphit trong gang. Lượng graphit nhiều làm cho gang kém đàn hồi. Graphit cầu cho mô đun đàn hồi cao hơn graphit tấm

Độ cứng

Độ cứng là một chỉ tiêu rất quan trọng trong việc đánh giá chất lượng gang. Độ cứng của gang phụ thuộc chủ yếu vào tổ chức nền mà ít phụ thuộc vào graphit. Kết quả đo độ cứng của gang dao động trong khoảng rộng do ảnh hưởng của graphit, độ mịn của peclit và cỡ hạt của ferit, bởi vậy nên đo độ cứng Brinen thì kết quả sẽ chính xác hơn.

Một số số liệu về độ cứng của gang và tổ chức nền như sau:

Gang xám ferit	90 - 160 HB
Gang xám peclit (dày 6 - 15 mm)	190 - 250 HB
Gang xám peclit (dày 15 - 30 mm)	180 - 240 HB
Gang trắng chịu mòn	400 - 550 HV
Ferit	90 - 160 HB
Peclit	60 - 220 HB
Sorbit	220 - 300 HB
Bainit	300 - 320 HB

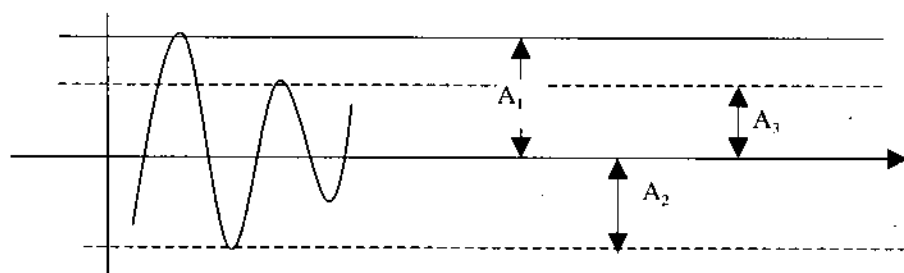
Austenit	140 - 220 HB
Cùng tinh photphit	400 - 600 HV
Mactenxit	380 - 600 HV
Xementit	800 - 1200 HV

Nói chung, các nguyên tố như nhôm, đồng, silic, mangan, niken và crom khi hoà tan trong ferit đều làm tăng độ cứng của ferit, trong đó silic và nhôm lại có tác dụng mạnh hơn cả.

Khả năng giảm chấn (tắt dao động)

Đây là khả năng của vật liệu có khả năng hấp thụ năng lượng và làm giảm dần biên độ dao động, làm cho dao động trở nên tắt dần. Giả thiết có một dao động tắt dần (hình 2.19); sau một chu kỳ dao động, biên độ giảm từ A_1 xuống A_3 . Tỷ số giảm chấn k được tính theo tỷ lệ năng lượng bị mất đi sau một chu kỳ dao động so với năng lượng ban đầu:

$$k = \frac{\Delta E}{E} = \frac{A_1^2 - A_3^2}{A_1^2}$$



Hình 2.19. Dao động tắt dần

Gang có khả năng giảm chấn rất tốt vì trong tổ chức có chứa graphit. Graphit là pha có khả năng hấp phụ năng lượng và bản thân nó trong gang có vai trò như những tấm lò xo tiếp thu phần năng lượng dao động của chi tiết và làm triệt tiêu dao động này. Về mặt này, gang có 5 đặc tính rất quan trọng:

- Gang có độ bền thấp thì khả năng giảm chấn lại cao;
- Càng tăng tải trọng rung thì dao động càng bị dập tắt nhanh ;
- Graphit dài và mảnh thì khả năng giảm chấn càng tốt;

- Graphit tấm có tác dụng giảm chấn tốt hơn graphit cầu;
- Mức độ cùng tinh tăng sẽ làm cho khả năng giảm chấn giảm.

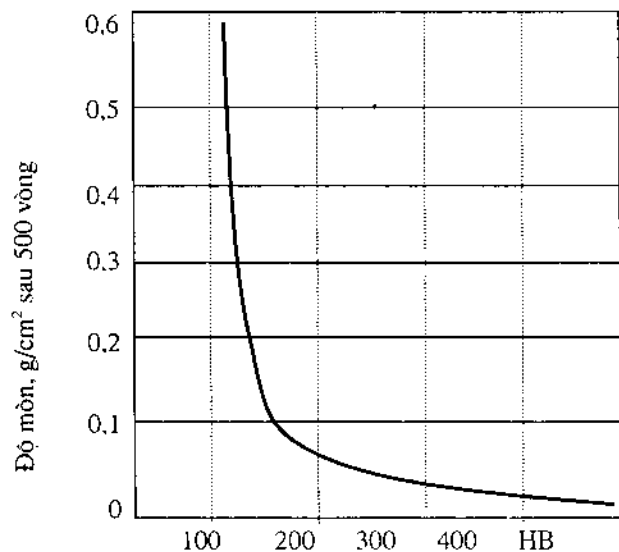
Với những đặc tính trên đây, gang xám thường được sử dụng để chế tạo thân máy, bệ máy.

Khả năng chịu mài mòn

Gang đúc là loại vật liệu được dùng nhiều để chế tạo các chi tiết làm việc trong điều kiện chịu mài mòn. Gang xám có khả năng chịu mài mòn do ma sát trượt rất tốt, nhất là trong điều kiện ma sát nửa khô vì tác dụng của graphit như một chất tự bôi trơn. Tuy nhiên khả năng này còn phụ thuộc vào một số yếu tố như: mức độ bôi trơn, áp suất và nhiệt độ trên bề mặt tiếp xúc, độ bóng bề mặt, tốc độ chuyển động của bề mặt tiếp xúc... Trong điều kiện mài mòn có hạt mài, thí dụ đầu phun hạt mài, bơm cát, bi nghiền, thông thường phải dùng gang trắng, gang biến trắng hoặc gang xám tôi bề mặt để nâng cao độ cứng. Về mặt này, độ chịu mài mòn tỷ lệ thuận với độ cứng của gang. Gang càng cứng, càng chịu mài mòn tốt. Nói chung, gang xám chỉ chịu mài mòn tốt khi nó có độ cứng trên 200 HB.

Trong điều kiện mài mòn trượt, graphit có tác dụng bôi trơn, chống dính bám giữa hai bề mặt rất tốt. Khi tiếp xúc, hai chi tiết trượt lên nhau, các hạt graphit sẽ bị bong ra và nằm ở giữa hai bề mặt trượt, giống như một chất bôi trơn, làm giảm khả năng dính bám, mặt khác, các lỗ hổng do graphit để lại trên nền kim loại sẽ là nơi chứa dầu bôi trơn, tăng cường khả năng bôi trơn cho chi tiết làm việc.

Trong điều kiện ma sát cực lớn, bề mặt tiếp xúc giữa hai chi tiết phát nhiệt nhiều, chi tiết dễ bị quá nhiệt cục bộ, gây hiện tượng chảy dính hoặc bong tróc do ma sát. Khi đó, graphit luôn được tiết ra trên bề mặt ma sát, hình thành một lớp màng graphit mỏng có hệ số dẫn nhiệt lớn nên sẽ làm giảm sự quá nhiệt cục bộ. Bởi vậy, về mặt số lượng, gang chứa càng nhiều graphit thì khả năng chống dính bám, tự bôi trơn và chịu đựng va đập nhiệt sẽ càng tốt. Thí dụ



Hình 2.20. Ảnh hưởng của độ cứng đến khả năng chịu mài mòn của gang

gốc phanh tàu hoả thường chế tạo bằng gang xám có hàm lượng cacbon cao (3,4 - 4,0%), nền peclit, nhiều graphit.

Về cỡ hạt, thường dùng graphit có cỡ hạt trung bình và phân bố đều, thí dụ loại A cấp 35. Graphit quá thô hoặc quá mịn đều làm giảm khả năng chịu mài mòn do có kèm theo nền ferit mềm.

Trong số các nguyên tố thường có trong gang, duy chỉ có silic là nguyên tố có ảnh hưởng xấu đến khả năng chịu mài mòn của gang do nó làm giảm cacbon liên kết và tăng số lượng ferit trên nền gang. Trong trường hợp C đương lượng không đổi, khi tăng hàm lượng Si cũng có thể làm tăng một chút tính chịu mài mòn của gang do Si tan vào ferit, làm tăng độ cứng của ferit.

Tổ chức nền của gang phải đảm bảo cho gang có độ cứng tương ứng với độ cứng của chi tiết cùng làm việc. Nếu gang quá mềm, chi tiết sẽ mau mòn. Gang quá cứng, chi tiết cùng làm việc trong cặp ma sát sẽ mòn nhanh. Về mặt tổ chức, nền peclit mịn chiếm toàn bộ nền là tổ chức rất thích hợp cho các cặp ma sát. Đôi khi có thể chế tạo gang có thêm thành phần photphit trong tổ chức nền để làm tăng khả năng chịu mài mòn của gang, nhất là gang có C_{dl} thấp. Photphit nên ở dạng lưới rách, phân bố đều trên nền ferit + peclit là tốt nhất. Nếu nền quá cứng và bền thì tổ chức photphit lại là pha có hại do nó giòn, dễ bị gãy và bong ra khỏi bề mặt ma sát, cào xước bề mặt làm việc.

Cần nhấn mạnh rằng, tính chịu mài mòn của gang chỉ chịu ảnh hưởng của tổ chức nền khi chi tiết làm việc trong điều kiện ma sát nửa khô. Trong điều kiện bôi trơn tốt thì tác dụng của nền sẽ mất đi ý nghĩa của nó.

2.2.3. Các tính chất khác

Khối lượng riêng

Khối lượng riêng của gang lỏng ở nhiệt độ nóng chảy lấy bằng $7,0 \pm 0,1 \text{ kg/dm}^3$. Khối lượng riêng của các loại gang khác ở thể rắn thay đổi phụ thuộc vào lượng graphit và độ xốp của gang. Đối với gang xám peclit có thể tính gần đúng theo công thức:

$$\rho = 7,8 - 0,21 \left(C_l - 0,85 + \frac{\text{Si}}{6} \right)$$

Nói chung khối lượng riêng của gang phụ thuộc nhiệt độ, nhiệt độ tăng làm khối lượng riêng giảm. Các nguyên tố làm mở rộng vùng hai pha như nhôm, silic... đều làm giảm độ xít chặt và giảm khối lượng riêng của gang.

Hệ số dẫn nở nhiệt

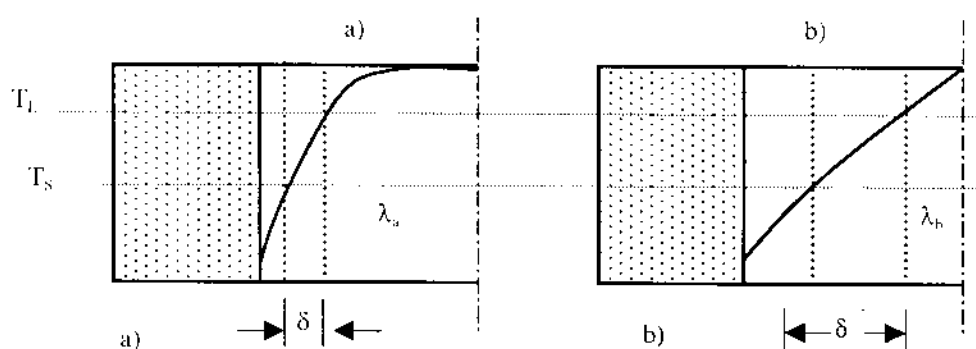
Hệ số dẫn nở nhiệt α của gang tăng cùng nhiệt độ nhưng không theo quy luật tuyến tính vì trong quá trình nung nhiệt, gang còn có chuyển biến pha mà các chuyển biến pha này đều có kèm theo thay đổi thể tích, thí dụ tại nhiệt độ Curie (220°C) và chuyển biến cùng tích (723°C), bởi vậy thường phải lấy các giá trị α trung bình theo khoảng nhiệt độ:

Khoảng nhiệt độ, $^{\circ}\text{C}$	20 - 100	20 - 250	20 - 700	20 - 900	20 - 1000
$\alpha \cdot 10^6$	11	9	14	13	16

Gang lỏng lấy giá trị α vào khoảng $(100 - 300) \cdot 10^{-6}$.

Nhiệt dung

Ở nhiệt độ thường: nhiệt dung riêng C của gang xám là 525 và gang trắng 565 J/kg.độ. Trên 723°C : nhiệt dung riêng C của gang rắn là 755 và gang lỏng 915 J/kg.độ. Ẩn nhiệt kết tinh của gang trắng $(188 - 243)10^3$ J/kg, gang xám là $(230 - 276)10^3$ J/kg.



Hình 2.21. Ảnh hưởng của hệ số dẫn nhiệt kim loại đến chiều rộng vùng hai pha; $\lambda_a < \lambda_b$.

Hệ số dẫn nhiệt

Tuy gang có hệ số dẫn nhiệt thua kém thép và kim loại màu nhưng gang vẫn được sử dụng để đúc các chi tiết như khuôn đúc kim loại, khuôn đúc nhựa, tấm trao đổi nhiệt trong lò sấy, hộp lò sưởi... là những chi tiết cần có hệ số dẫn nhiệt tốt. Hệ số dẫn nhiệt và hệ số dẫn nhiệt độ của gang có ý nghĩa rất lớn trong việc giải các bài toán dòng đặc cũng như các bài toán truyền nhiệt trong quá trình kết tinh. Hệ số dẫn nhiệt của gang phụ thuộc vào thành phần tổ chức của gang như ở bảng 2.3.

Hệ số dẫn nhiệt có ảnh hưởng rất lớn đến trường nhiệt độ của vật đúc, và qua đó là ảnh hưởng đến chiều rộng vùng hai pha (hình 2.21). Hệ số dẫn nhiệt của kim loại càng nhỏ, nhiệt độ trong thiết diện ngang vật đúc không thể đồng đều, gradient nhiệt rất lớn cho nên, chiều rộng vùng hai pha khá nhỏ, vật đúc ít xốp co nhưng lõm co tập trung lại khá lớn (hình 2.21a). Nếu hệ số dẫn nhiệt của kim loại càng lớn, sự chênh lệch nhiệt độ giữa tâm và bề mặt vật đúc càng đồng đều, chiều rộng vùng hai pha càng rộng, vật đúc càng dễ xuất hiện xốp co (hình 2.21b).

Bảng 2.3. Tính chất nhiệt lý của các tổ chức trong gang

	Khối lượng riêng, kg/dm ³	Hệ dẫn nhiệt, $\alpha \cdot 10^{-6}$	Nhiệt dung riêng c, (J/kg.độ), ở nhiệt độ:				λ ; W/m.độ	σ ; $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	Cơ tính		
			100	400	600	900			σ	δ	HB
Austenit		17 - 21	502				42				
Ferit	7,9	12,0	460	545	586	710	76	10	40 ± 10	40 ± 10	85 ± 35
Peclit	7,8	10 - 11,0					50	20	100 ± 30	15 ± 5	200 ± 50
Xementit	7,7	6 - 8,5	630	630	670	710	7,0	140	4 ± 1	0	600
Graphit	2,3	7,5 - 8	840	1130	1300	1500	15	150	0	0	3 ± 2
Gang xám							41 - 58				
Gang lỏng							19				

Khả năng gia công cắt gọt

Tính gia công cắt gọt của gang hoàn toàn phụ thuộc độ bền và độ cứng của gang, tức là phụ thuộc vào tổ chức nền kim loại. Nền càng mềm, càng dễ cắt gọt, tổ chức càng đồng đều, không có vật lẫn có độ cứng cao càng dễ cắt gọt. Về mặt này, gang có những đặc điểm rất cần chú ý.

- Gang rất nhạy cảm với tốc độ nguội, do vậy chỉ cần một vị trí nào đó trên vật đúc có tốc độ nguội lớn hơn tốc độ nguội ở xung quanh cũng sẽ xuất hiện xementit trong tổ chức, làm cho gang rất khó gia công. Những vị trí như góc cạnh, mép chi tiết là những chỗ dễ bị biến trắng, khó gia công cắt gọt.

- Trong gang, photpho tuy là nguyên tố dễ hình thành cùng tính photphit hai nguyên có độ cứng cao (420 - 560 HB) nhưng cũng không có ảnh hưởng mạnh đến tính gia công cắt gọt. Nếu hàm lượng P tăng đến 0,7% mà không hình thành cùng tính ba

nguyên (760 - 870 HB) có chứa xementit thì gang vẫn có thể được gia công dễ dàng.

- Các nguyên tố có tác dụng cacbit hoá như Cr, Mn và V thường làm xấu tính gia công của gang, các nguyên tố có tác dụng graphit hoá lại có tác dụng làm tốt tính chất này.

Tính hàn

Hàn gang rất khó. Do đặc điểm của mối hàn là kim loại nóng chảy cục bộ và cũng bị làm nguội cục bộ với tốc độ nguội rất nhanh do bản thân kim loại xung quanh mối hàn đóng vai trò vật nguội. Tốc độ nguội có thể lớn đến mức, tổ chức mối hàn là mactenxit, làm cho gang không thể gia công được. Tốc độ nguội nhỏ hơn một chút sẽ làm cho mối hàn kết tinh theo hệ giả ổn định, mối hàn sẽ là gang trắng, rất giòn, dễ bị nứt. Mặt khác, trong quá trình hàn, silic sẽ bị cháy hao làm cho C_{th} giảm, gang rất dễ hình thành xementit.

Để khắc phục những đặc điểm trên, có thể dùng các biện pháp sau đây:

- Nung toàn bộ chi tiết hoặc bộ phận rộng quanh mối hàn tới nhiệt độ cao (700 - 800°C) để giảm tốc độ nguội cục bộ, chống nứt.

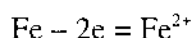
- Hàn xong đem ủ ngay trong cát hoặc trong lò ủ.

- Dùng que hàn bằng hợp kim màu có nhiệt độ nóng chảy thấp để không làm cho gang bị nóng chảy, không có các chuyển biến nguy hiểm như đã trình bày. Hàn chậm.

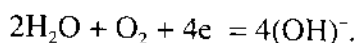
Tính chống ăn mòn

Trong môi trường kiềm và một số muối, gang ít bị ăn mòn. Trong axit gang bị ăn mòn hoá học do các phản ứng tác dụng của Fe với axit hoặc với oxy. Trong môi trường điện ly, gang bị ăn mòn điện hoá rất mạnh bởi vì trong gang có graphit mà suất điện động giữa bản thân graphit và các pha khác có giá trị rất cao, thí dụ suất điện động cặp ferit-graphit là 0,564 V. Trong cặp điện thế này, graphit đóng vai trò anot, các pha khác đóng vai trò catot. Kết quả là, kết thúc quá trình ăn mòn, trong gang chỉ còn lại bộ khung graphit. Graphit càng nhiều, càng thô, càng phân tán thì càng làm cho chất điện ly xâm nhập càng sâu vào trong tổ chức gang, gang bị ăn mòn càng mạnh.

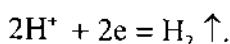
Một thí dụ thực tế là sự ăn mòn của gang, thép trong không khí ẩm. Trong trường hợp này, các tinh thể Fe đóng vai trò catot còn C là anot. Ở cực âm, Fe bị oxi hoá thành Fe^{2+} theo phản ứng:



Ion Fe^{2+} tan vào dung dịch điện ly trong đó đã có một ít oxy và chúng lại tiếp tục bị oxy hoá thành Fe^{3+} . Nếu trong hơi nước có oxy hoà tan, ở cực dương sẽ có phản ứng:



Không có oxy hoà tan trong hơi nước thì dương cực có phản ứng:



Các tinh thể Fe bị ăn mòn lần lượt từ ngoài vào trong. Sau một thời gian tiếp xúc với không khí ẩm, chi tiết bằng gang sẽ bị ăn mòn hết.

Như vậy, trong môi trường điện ly, nếu có mặt nguyên tố khác anot hơn sắt, sắt sẽ bị ăn mòn. Nếu có mặt các nguyên tố catot hơn sắt thì sắt không bị ăn mòn. Thí dụ, sắt bị ăn mòn khi có mặt Cu, nhưng không bị ăn mòn khi có mặt Al.

Muốn hạn chế sự ăn mòn của gang cần phải làm tăng điện thế điện cực của các pha tổ chức như ferit, peclit. Các nguyên tố hợp kim như Cr, Ni, Cu với hàm lượng thấp sẽ có tác dụng làm giảm số lượng và làm nhỏ mịn hạt graphit, đồng thời làm nhỏ mịn tổ chức peclit. Với hàm lượng cao hơn, chúng tan vào trong dung dịch rắn α , làm tăng thế điện cực của ferit, giảm độ ăn mòn của gang.

Về mặt nguyên lý, có thể nâng cao khả năng chịu ăn mòn của gang theo các cách sau đây:

- Làm cho graphit kết tinh nhỏ, mịn, phân bố đều bằng biện pháp biến tính.
- Tạo nền peclit mịn cho gang: hợp kim hoá thấp và biến tính.
- Hợp kim hoá để nguyên tố hợp kim tan vào trong nền gang, nâng cao thế điện cực của các tổ chức trong gang hoặc tạo các pha mới, các hợp chất hoá học có điện thế điện cực cao hơn, ngăn cản quá trình hình thành graphit, thí dụ dùng Cr + Ni.

2.3. BIẾN TÍNH GANG XÁM

2.3.1. Nguyên lý biến tính

Quá trình kết tinh của kim loại và hợp kim gồm hai giai đoạn: tạo mầm và sự lớn lên của mầm. Như vậy quá trình kết tinh được đặc trưng bởi hai thông số chính: tốc độ tạo mầm kết tinh (V_i) và tốc độ phát triển của mầm (V_n). Hai thông số này phụ thuộc đáng kể vào độ quá nguội của hợp kim và chúng quyết định kích thước hạt tinh thể đang phát triển. Nếu kim loại có tốc độ tạo mầm lớn có nghĩa là có nhiều mầm được tạo ra trong một đơn vị thể tích nhưng lại có tốc độ phát triển của mầm nhỏ, nghĩa là mầm lớn

lên chậm thì tổ chức cuối cùng sẽ là các hạt nhỏ mịn. Đây chính là cơ sở lý luận của quá trình biến tính. Biến tính là đưa vào kim loại lỏng một lượng nhỏ các nguyên tố gọi là chất biến tính, nhằm làm thay đổi hình dáng và kích thước của tinh thể sơ sinh khiến cho cơ tính và tính chất của hợp kim thay đổi đáng kể, nhưng không làm thay đổi thành phần của hợp kim. Các chất biến tính thường có hai tác dụng chủ yếu:

- Tạo ra những tâm mầm kết tinh ngoại lai. Thí dụ đưa các nguyên tố đất hiếm vào thép lỏng, nhằm tạo ra các hợp chất hoá học có điểm chảy cao, nhưng lại có thông số mạng gần giống với thông số mạng của kim loại đang kết tinh sẽ thúc đẩy quá trình hình thành mầm ngoại lai.

- Tạo ra một lớp màng tích cực bao quanh các tinh thể đã hình thành, làm thay đổi sức căng bề mặt giữa hai pha rắn/lỏng và ngăn cản sự phát triển của các tinh thể này. Thí dụ, magiê trong gang lỏng sẽ làm thay đổi sức căng bề mặt của graphit đối với sắt, đồng thời hình thành các sunfit và oxit làm tâm mầm cho graphit hình thành và phát triển của graphit, tổ chức cuối cùng thu được là gang có graphit hình cầu.

2.3.2. Biến tính graphit hoá

Biến tính graphit hoá là một quá trình cho thêm một số nguyên tố vào gang lỏng với mục đích nâng cao số lượng tâm mầm kết tinh, làm thay đổi hình dáng và kích thước của graphit tiết ra nhưng không làm thay đổi cấu trúc và tổ chức nền kim loại.

Biến tính là một quá trình rất phức tạp nhưng lại được sử dụng rất rộng rãi vì biến tính sẽ làm thay đổi số lượng, kích thước hạt graphit và cả cách thức tiết ra graphit. Thực chất của quá trình biến tính là làm thay đổi cách thức tiết ra cacbon trong quá trình kết tinh. Graphit có thể tiết ra từ gang lỏng hoặc là bằng con đường trực tiếp hoặc là bằng con đường gián tiếp. Dù cho kết tinh theo kiểu nào thì vẫn phải đảm bảo cho giá trị hoạt độ của cacbon $a_C = 1$. Xét về mặt tác dụng biến tính, có thể chia các nguyên tố thành hai nhóm:

- Các nguyên tố thúc đẩy quá trình graphit hoá, tức là nâng cao hoạt độ của cacbon a_C hoặc làm giảm độ hoà tan của C trong dung dịch, thí dụ Al, Si, Cu, Ni, P ...
- Các nguyên tố làm giảm hoạt độ của cacbon a_C và tạo thành các hợp chất ổn định mà không phụ thuộc vào nồng độ và nhiệt độ, thí dụ Cr, Mn, Mo, V...

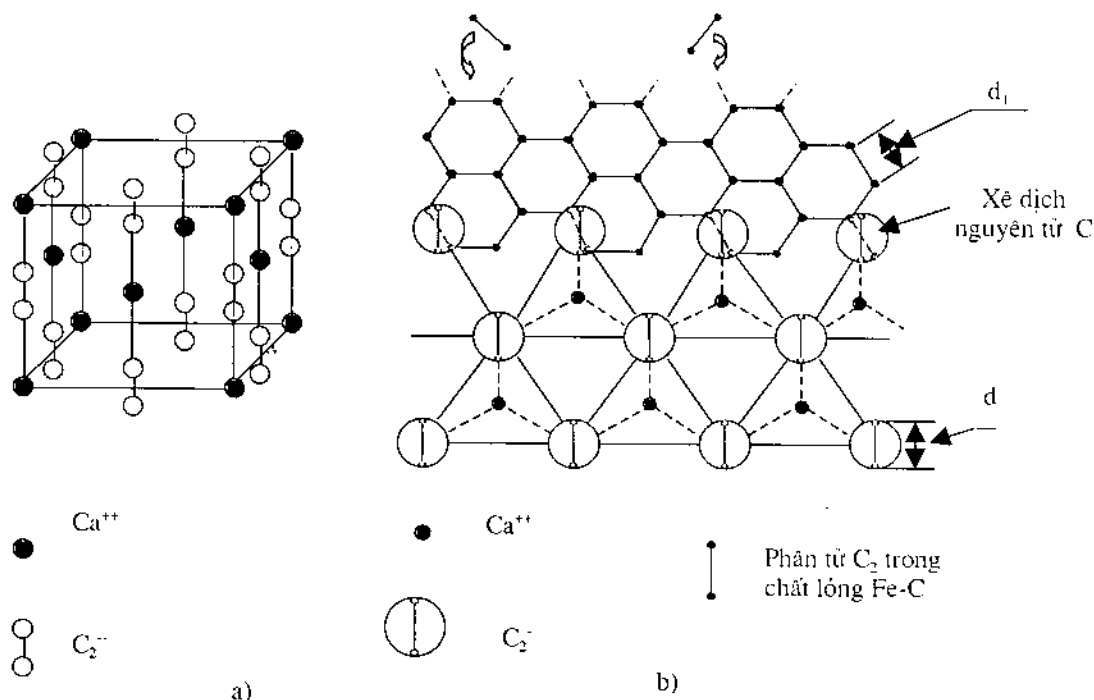
Cơ chế tác dụng của chất biến tính

a) Cơ chế tạo tâm mầm mới

Chất biến tính có tác dụng làm xuất hiện các tâm mầm kết tinh mới, đó là những chất phải có kiểu mạng gần giống với kiểu mạng của graphit, hay ít nhất phải có một

thông số mạng gần bằng thông số mạng của graphit với sự sai khác không vượt quá $\pm 5\%$. Hình 2.22 cho một sự hình dung về việc tạo mầm graphit nhờ CaC_2 .

Dùng CaC_2 làm chất biến tính đã thoả mãn điều kiện thông số mạng gần giống nhau ($d = 1,4\text{\AA}$ của mạng CaC_2 so với $d_1 = 1,42\text{\AA}$ của mạng graphit). Hình 2.22b giải thích rõ cơ chế tác dụng và việc hình thành mạng graphit trên cơ sở cấu trúc mạng CaC_2 . Thoạt đầu, các nguyên tử C trong ô mạng của CaC_2 xê dịch khỏi vị trí cân bằng với một khoảng cách rất nhỏ để thoả mãn điều kiện gần giống về thông số mạng làm cơ sở cho các nguyên tử C vừa được tiết ra từ dung dịch bám vào, hình thành nên ô mạng của graphit. Các nguyên tử cacbon dần dần lấp vào các vị trí có kích thước tương ứng vừa được tạo thành và lan rộng trong toàn bộ không gian khối kim loại lỏng, tạo thành những tấm graphit.



Hình 2.22. Sơ đồ tác dụng của CaC_2 khi biến tính
a) Ô mạng của CaC_2 ; b) Cơ chế hình thành graphit trên cơ sở CaC_2

Xét về mặt cơ chế thì điều này rất dễ xảy ra, vì các nguyên tử cacbon dịch chuyển một khoảng cách rất nhỏ nên cũng chỉ cần một năng lượng rất nhỏ, thậm chí là sự dao động thành phần và thăng giáng năng lượng trong quá trình kết tinh cũng đủ để làm cho các nguyên tử dịch chuyển sang vị trí lân cận như vậy.

b) Thay đổi sức căng bề mặt

Trong quá trình biến tính, góc thấm ướt giữa mầm lạ - mầm graphit càng nhỏ càng tốt. Các nguyên tố khác nhau sẽ tạo thành góc thấm ướt α khác nhau và như vậy, sẽ có tác dụng khác nhau đối với quá trình graphit hoá.

Khi graphit kết tinh thì cần phải có một năng lượng:

$$\Delta G = (p \cdot \Delta V + \sigma \cdot S_g) \quad \text{với graphit tấm}$$

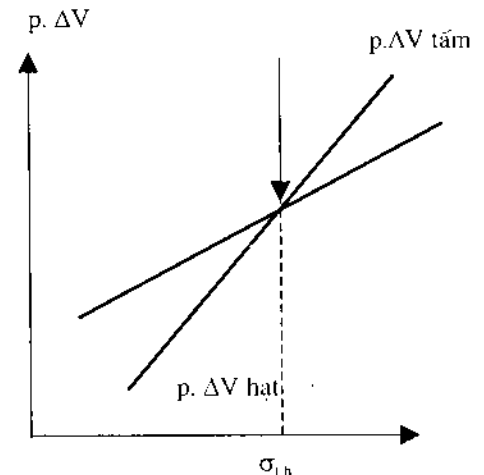
$$\Delta G = (p \cdot \Delta V + \Delta F_d) + \sigma \cdot S_g \quad \text{với graphit hạt}$$

trong đó: σ - sức căng bề mặt mầm-lỏng; ΔG - năng lượng cần thiết để phát triển mầm graphit hạt; $p \cdot \Delta V$ - năng lượng cần thiết hình thành mầm có thể tích V , tại áp suất p ; S_g - diện tích bề mặt mầm; ΔF_d - năng lượng cần thiết để chống lại sự phát triển của graphit tấm.

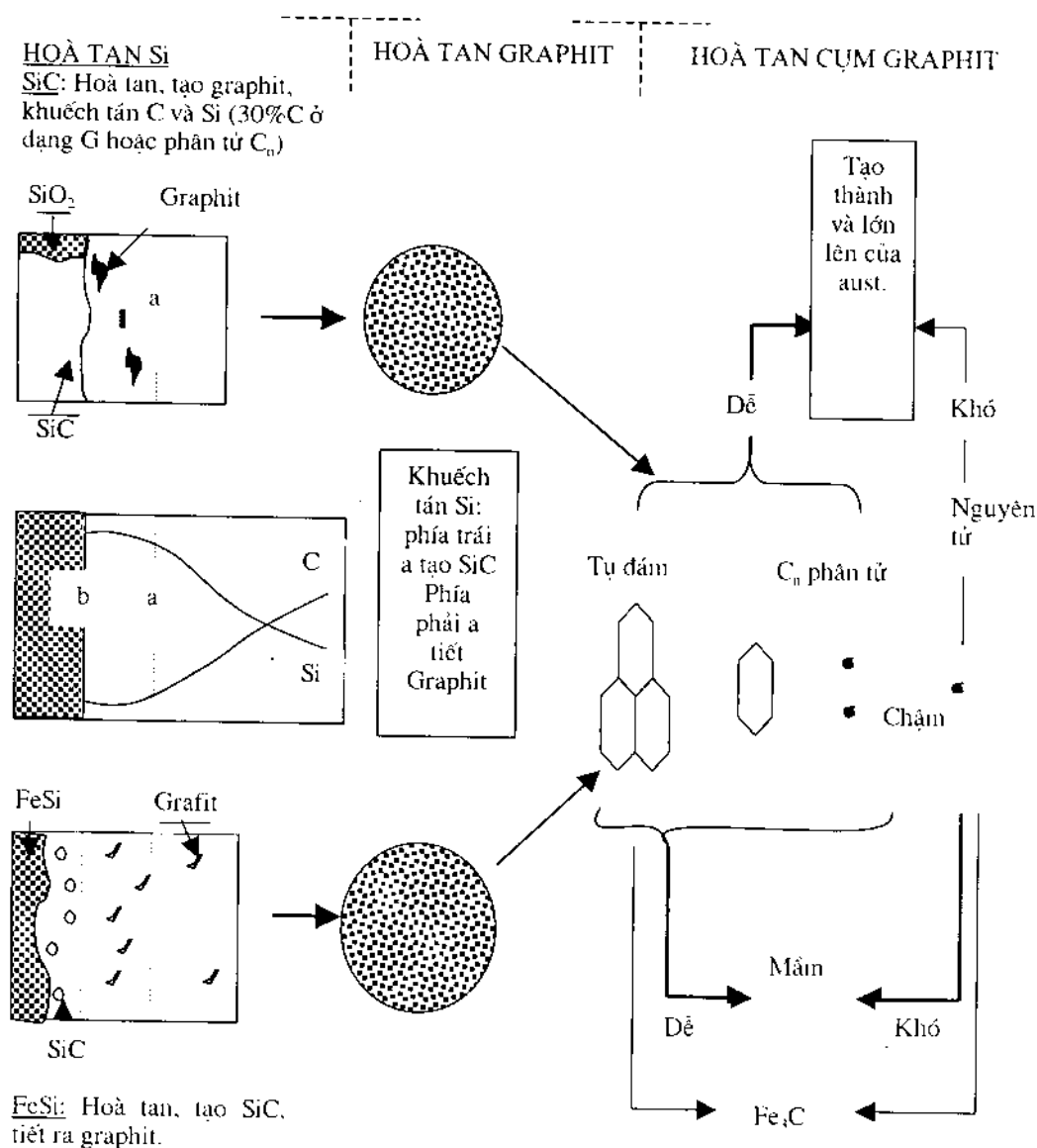
Khi cho chất biến tính vào kim loại lỏng, chất biến tính sẽ làm thay đổi các tính chất nhiệt lý của pha lỏng trong đó có sức căng bề mặt σ giữa pha lỏng và mầm. Marincek cho rằng, gang cầu biến tính bằng Mg có sức căng bề mặt σ_{M-L} lớn gấp 1,5 lần so với gang xám cùng thành phần. Với mỗi loại gang, tồn tại một giá trị σ tối hạn mà vượt qua giá trị đó graphit sẽ thay đổi hình dạng kết tinh (hình 2.23).

Việc nâng cao sức căng bề mặt cũng đồng thời thúc đẩy quá trình khử oxy và lưu huỳnh. Oxy và lưu huỳnh trong gang lỏng có tác dụng nâng cao lực liên kết của các nguyên tố khác với cacbon và liên kết với sắt nhưng lại làm yếu đi lực liên kết bên trong chất lỏng, tức là liên kết Fe-Fe và liên kết Fe - C. Khi biến tính gang xám bằng Mg, chất biến tính vừa nâng cao sức căng bề mặt của gang nhưng cũng đồng thời làm giảm đi xác suất tạo mầm ở nhiệt độ thấp, đồng thời kích thước tối hạn của hạt graphit cũng tăng lên. Các chất biến tính thường dùng là FeSi và SiC đều có tác dụng thúc đẩy quá trình graphit hoá. Tác dụng của các chất này được mô tả ở hình 2.24.

Trong hai chất biến tính nói trên thì SiC được coi là chất biến tính graphit hoá rất có hiệu quả. Trên hình 2.24, tác dụng của chất biến tính được chia làm ba giai đoạn:



Hình 2.23. Sức căng bề mặt và sự hình thành graphit



Hình 2.24. Nguyên lý tác dụng của chất biến tính graphit hoá

- Hoà tan Si có trong chất biến tính vào chất lỏng.
- Hoà tan graphit đã tạo thành.
- Hoà tan các cụm graphit.

Phần trên hình 2.24 mô tả cơ chế tác dụng của SiC và phần dưới là cơ chế tác dụng của FeSi . Có thể hình dung như sau: Sau khi cho chất biến tính vào kim loại lỏng, thí dụ SiC , xung quanh lớp SiC sẽ tạo thành một lớp SiO_2 làm thúc đẩy rất mạnh quá

trình tiết graphit (30% tổng lượng cacbon được tiết ra là graphit) và tạo thành phân tử C. Khi sử dụng FeSi thì chỉ có khoảng 5% tổng lượng C tiết ra là graphit và tốc độ hình thành graphit nhỏ hơn nhiều so với khi dùng CaC_2 . Hàm lượng chất biến tính giảm dần theo khoảng cách tính từ bề mặt của hạt chất biến tính, còn hàm lượng cacbon thì ngược lại. Quá trình tiếp theo là cụm cacbon sẽ hoà tan và hình thành C nguyên tử.

Việc tạo mầm và phát triển austenit xảy ra đồng thời với việc tiết ra graphit (hiệu quả biến tính) và tiết ra xementit. Toàn bộ quá trình xảy ra một cách chậm chạp và hiệu quả biến tính được kéo dài. Quá trình trên được giải thích là, các cụm nguyên tử cacbon một mặt sẽ hoà tan vào austenit cũng dễ dàng như các phân tử cacbon và đồng thời cũng rất dễ dàng hình thành mầm graphit. Việc hình thành graphit sẽ phát triển mạnh khi càng tạo ra nhiều cacbon nguyên tử.

Xuất phát từ những điều đã trình bày trên đây, có thể tóm tắt các yêu cầu đối với chất biến tính như sau:

1. Có khả năng hoà tan hoàn toàn vào gang lỏng;
2. Có chứa các nguyên tố nâng cao hoạt tính của C như Si, Al ...
3. Có chứa các nguyên tố làm tăng sức căng bề mặt giữa các pha như Ba, Ca, Zn ...
4. Duy trì lâu dài thành phần hoá học của chất biến tính trong khoảng thời gian biến tính;
5. Bảo quản chất biến tính trong các thùng kim loại khô ráo.

Bảng 2.4. Thành phần một số hợp kim trung gian làm chất biến tính gang xám

TT	%Si	%Ca	%Al	%Zr	%Mg	%KLĐH
1	70 - 77	0,75 - 1,25	1,3 - 1,8	0,25 - 1,0		
2	74 - 78	1,3 - 1,8	1,25 - 1,75	0,6 - 1,0		
3	65 - 70	0,2 - 0,5	0,8 - 1,5		1,25 - 1,75	0,05 - 0,15
4	48 - 53	2,5 - 4,5	0,5 - 1,0			

Sự hoà tan của silic khi biến tính

Khi nghiên cứu quá trình tương tác của SiC với hợp kim Fe-C, vấn đề quan trọng là phải biết được hoạt độ của Si và các nhân tố ảnh hưởng đến nó. Bằng phương pháp đo lực chuyển động điện, đã xác định được quan hệ phụ thuộc giữa hoạt độ a_{Si} và nồng độ N_{Si} của Si. Trong dung dịch thực, khi có mặt các nguyên tố khác thì hoạt độ của Si cũng thay đổi tuân theo các quy luật hoà tan :

$$a_{Si} = \gamma \cdot N_{Si}$$

Với hệ số hoạt độ γ được định nghĩa:

$$\lg \gamma = \sum e^X [X]$$

trong đó : e^X là hệ số tương tác của nguyên tố X có mặt trong gang cùng với Si.

Trong số các nguyên tố thường có trong gang, Mn không ảnh hưởng đến hoạt tính của Si, tức là không làm ảnh hưởng đến độ hoà tan của Si. Nguyên tố photpho làm tăng hoạt độ của silic và do đó nó làm giảm độ hoà tan của Si trong gang. Cả hai nguyên tố C và P đều có ảnh hưởng đến hoạt độ của Si, nhưng ảnh hưởng của C lớn gấp 2,5 lần ảnh hưởng của P.

Hoạt độ của Si còn phụ thuộc vào các loại khí hoà tan trong hợp kim, thí dụ N_2 , H_2 . Bằng thí nghiệm người ta đã thu được công thức sau:

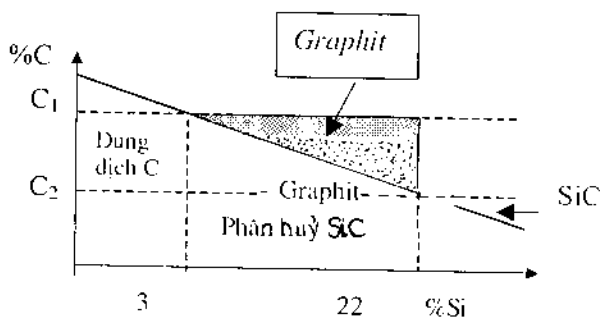
$$a_{Si} = k_1 \cdot P_{H_2}^{0,1}$$

$$a_{Si} = k_2 \cdot P_{N_2}^{0,15}$$

Dùng làm nguyên tố biến tính cho gang xám, silic có tác dụng:

- Tạo tâm mầm cho graphit kết tinh;
- Làm nhỏ mịn hạt;
- Chống biến trắng cho vật đúc khi hàm lượng cacbon thấp.

Silic là nguyên tố làm giảm hoạt độ của C và tạo hợp chất ổn định SiC, hợp chất này lại có thể phân huỷ để tạo thành graphit. Khi cho Si vào gang lỏng, thí dụ FeSi75, tại chỗ hoà tan và vùng lân cận, do hàm lượng Si khá cao (xấp xỉ 75%) nên sẽ có phản ứng tạo thành SiC, phản ứng tiếp tục cho đến khi nồng độ Si đạt giá trị 22%. Khi nồng độ Si giảm xuống nhỏ hơn 22% thì sẽ xảy ra phản ứng phân huỷ SiC $\rightarrow Si + C_g$. Phản ứng tiếp tục cho đến khi nồng độ Si giảm xuống nhỏ hơn 3% thì Si không còn tác dụng graphit hoá nữa. Hơn nữa, silic không những có tác dụng như một chất biến tính trong gang mà nó còn có tác dụng làm thay đổi cách thức tiết ra



Hình 2.25. Cơ chế tác dụng của Si khi biến tính

graphit, thí dụ, trong gang cầu, hàm lượng Si thay đổi từ 1% đến 4,5 % thì tổ chức nền sẽ chuyển từ ledeburit thành ferit sạch và độ dai va đập sẽ giảm đột ngột khi hàm lượng Si vượt quá 2,5%. Nguyên lý tác dụng của Si được hình dung như trên hình 2.25

2.4. CÁC LOẠI GANG ĐÚC VÀ LĨNH VỰC SỬ DỤNG

2.4.1. Gang xám

Gang xám graphit tấm

Gang xám graphit tấm là loại gang có tổ chức nền hoàn toàn peclit và ferit, không có xementit tự do; graphit ở dạng tấm. Nói chung, để nấu ra gang xám graphit tấm chỉ cần chọn phối liệu thích hợp, không cần sử dụng các biện pháp xử lý phức tạp trong quá trình nấu luyện. Một đặc điểm rất quan trọng của gang xám graphit tấm là gang rất nhạy cảm với tốc độ nguội. Thành vật đúc dày sẽ làm cho vật đúc nguội chậm, mức độ graphit hoá tăng, độ hạt sẽ thô, cơ tính giảm. Với vật đúc có chiều dày thành khác nhau, nếu chọn thành phần gang để đảm bảo phần dày có tổ chức peclit thì phần mỏng lại dễ có xementit dư, nếu chọn thành phần để cho phần mỏng không bị biến trắng thì phần dày lại có rất nhiều ferit. Bởi vậy khi đúc vật đúc bằng gang xám có chiều dày thành không đồng đều ở các bộ phận rất dễ dàng làm cho chi tiết không thoả mãn các yêu cầu về tính năng làm việc.

Gang xám graphit tấm không quy định cụ thể thành phần hoá học mà chỉ quy định các chỉ tiêu độ bền của gang. Chiều dày thành vật đúc có ảnh hưởng rất mạnh tới cơ tính gang, bởi vậy, chỉ cần chọn thành phần thích hợp để nấu ra gang đảm bảo chỉ tiêu độ bền theo quy định. Thành phần của gang xám thường: 3,5 - 3,6% C ; 1,5 - 2,8% Si; 0,4 - 0,8% Mn ; 0,4 - 0,8% P ; 0,1 - 0,4% S tương ứng với các mác gang GX12 - 28; GX 15 - 32 ; GX 18 - 36 và GX 21 - 40. Để sản xuất hai mác gang 18 - 36 và 21 - 40 thường phải tăng hàm lượng Mn ở mức cao hơn (0,6 - 0,8%) để tổ chức của gang có trên 70% là peclit. Cũng có thể dùng biện pháp rẽ khuôn sớm để nâng cao tốc độ nguội của vật đúc, nâng cao cơ tính của vật đúc. Những mác gang này dùng để đúc ống, van nước chịu áp lực đến 30 at. Đối với vật đúc thành mỏng, phải nâng hàm lượng cacbon lên tới 3,6% và hàm lượng silic lên khoảng 2,8% để tăng cường khả năng graphit hoá, đồng thời cũng phải nâng hàm lượng photpho lên 0,6% để nâng cao độ chảy loãng.

Trong công nghiệp luyện kim, khuôn đúc thời là một mặt hàng có sản lượng rất lớn và thường được chế tạo bằng gang. Tuy hình dáng đơn giản nhưng yêu cầu kỹ thuật đối với khuôn đúc thời khá cao: chịu va đập nhiệt với cường độ lớn, cân độ bền cao, không gia công nhưng mặt thoát khuôn phải tốt, không sinh ứng suất. Để thoả mãn

những yêu cầu trên, thường phải dùng gang nền peclit, graphit tấm mịn cho khuôn thời cỡ nhỏ. Khuôn thời cỡ lớn (từ 2 tấn trở lên) do lượng nhiệt hấp phụ nhiều, thời gian tiếp xúc với thép dài nên tổ chức gang cần có graphit tấm dài, nền ferit+peclit, thí dụ 3,3 - 3,4%C; 1,7 - 2,0% Si; 0,6 - 0,8% Mn; 0,15% P; 0,1% S.

Gang xám biến tính

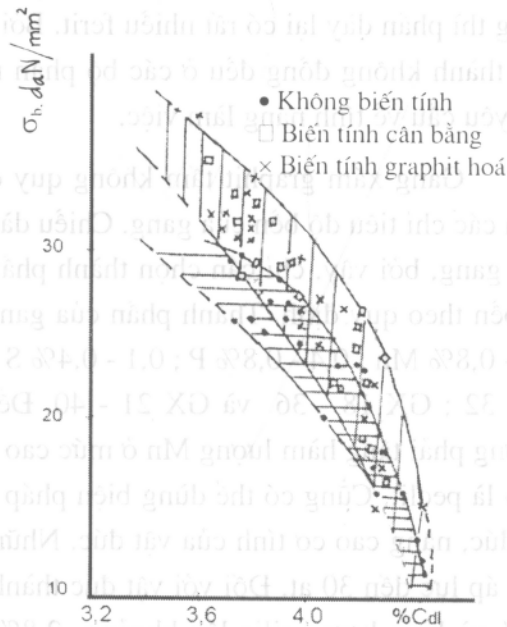
Đối với những chi tiết đòi hỏi cơ tính cao hơn, làm việc trong điều kiện khó khăn hơn, biện pháp cơ bản nhất và cũng là đơn giản nhất để nâng cao độ bền của gang là nâng cao hàm lượng sắt thép vụn trong mẻ liệu nhằm làm giảm hàm lượng cacbon, silic trong gang. Sau đó dùng các nguyên tố có tác dụng biến tính để biến đổi tổ chức nền và hình thái của graphit. Thực ra, không phải chỉ có biến tính mà còn phải sử dụng tổng hợp các biện pháp kỹ thuật khác nhau, mới có khả năng cải thiện được tính chất của gang, đó là:

- Giảm hàm lượng cacbon xuống 2,8%, hàm lượng silic xuống 1,2%. Đây là biện pháp giảm cacbon đương lượng. Theo Maoro thì tổ chức nền của gang với thành phần như trên hầu như toàn bộ là peclit, thậm chí đã có xementit.

- Quá nhiệt gang lỏng trên 1400°C. Quá nhiệt có tác dụng hoà tan bớt một số mầm graphit thô to trong nguyên liệu, giảm độ hoà tan khí trong gang. Kết quả là, lượng graphit giảm đi và mịn hơn, giảm tính di truyền xấu của gang.

- Nâng hàm lượng mangan lên 1,0 - 1,5%: có tác dụng làm tăng số lượng, làm bền vững và nhỏ mịn hạt peclit.

- Biến tính bằng silicocanxi hoặc ferosilic nhằm làm cho gang có tổ chức đồng nhất trên toàn bộ thiết diện, cơ tính cao, độ sát kín tốt, chịu nhiệt, chịu mài mòn, chịu ăn mòn tốt hơn gang xám thường. Gang xám biến tính có thể dùng làm bánh răng thay thế cho thép. Những mức gang từ GX 24 - 44 đến GX 38 - 60 đều phải biến tính. Lượng dùng chất biến tính thường khoảng 0,1 - 0,3% khối lượng kim loại lỏng. Ngoài những nguyên tố thường



Hình 2.26. Ảnh hưởng của cacbon đương lượng đến độ bền của gang

dùng để biến tính như silic, canxi, nhôm trong thành phần các loại fero, ngày nay còn quan tâm đến các nguyên tố như Ce, Ba, St, Mn, Zr, Ti ...

Trong số những nguyên tố thường có trong gang, cacbon và silic là hai nguyên tố có ảnh hưởng mạnh nhất đến độ bền của gang. Hình 2.26 cho thấy mức độ ảnh hưởng của cacbon đương lượng đến độ bền của gang có biến tính và không biến tính. Rõ ràng là, khi cacbon đương lượng thấp thì biến tính làm cho độ bền tăng lên nhưng tăng không nhanh như khi cacbon đương lượng cao (đường kẻ thẳng đứng).

Bảng 2. 5. Thành phần một số mác gang biến tính

Tiêu chuẩn Việt Nam					
	%C	%Si	%Mn	%P	%S
GX 24-44	2,9 - 3,4	1,8 - 2,1	0,7 - 1,0	< 0,3	< 0,12
GX 28-48	2,8 - 3,3	1,7 - 2,0	0,8 - 1,1	< 0,3	< 0,12
GX 32-52	2,7 - 3,2	1,1 - 1,5	0,8 - 1,2	< 0,2	< 0,12
Tiêu chuẩn Nga					
M5	3,2 - 3,4	1,5 - 1,7	0,8 - 1,0	< 0,3	< 0,12
M4	3,1 - 3,3	1,5 - 1,7	0,8 - 1,0	< 0,3	< 0,12
M3	3,0 - 3,2	1,4 - 1,6	1,0 - 1,2	< 0,3	< 0,12

Gang xám hợp kim thấp

Gang xám thường dù đã dùng phương pháp biến tính cũng chỉ đạt được độ bền kéo đến 36 – 38 daN/mm². Với những chi tiết bằng gang đòi hỏi độ bền cao hơn phải dùng đến biện pháp hợp kim hoá. Gang xám thường khi nấu có bổ sung thêm một số nguyên tố như Cr, Ni, Cu, Mn, Mo, V, W, Ti... với hàm lượng không vượt quá 3% được gọi là gang xám hợp kim thấp. Hàm lượng các nguyên tố hợp kim nhỏ như vậy không có khả năng tạo nên các tổ chức đặc biệt nào ngoài peclit và graphit, nhưng gang vẫn có cơ tính cao hơn hẳn, đặc biệt là sau nhiệt luyện. Hợp kim hoá thấp gang xám có tác dụng sau:

- Giảm ảnh hưởng của chiều dày thành vật đúc, làm cho gang ít nhạy cảm với tốc độ nguội, tạo tổ chức kim loại đồng đều. Cải thiện khả năng nhiệt luyện. Do có sự hoà tan của các nguyên tố hợp kim nên các điểm tới hạn trên giản đồ trạng thái thay đổi nên gang có khả năng nhiệt luyện tốt hơn, sau nhiệt luyện, gang có thể đạt độ bền kéo 55 daN/mm².

- Làm cho gang có thể làm việc ở nhiệt độ cao mà không thay đổi nhiều độ bền và độ cứng. Điều này đặc biệt có ý nghĩa đối với các chi tiết trong máy nổ như somi, xecmăng. Gang có khả năng chống ăn mòn và mài mòn cao.

Bảng 2.6. Một số mác gang xám hợp kim thấp

%C	%Si	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	Tổ chức	Tính chất
3,2	1,8	0,3				Peclit	Chịu mài mòn cao trong vật đúc thành dây 20 – 80 mm, chịu nhiệt tới 500°C
3,2	1,8	0,5					
3,2	1,8	0,3	0,5			Peclit	Chịu mài mòn tốt, dùng cho các chi tiết trong công nghiệp giấy, xilanh.
3,2	2,1	0,6	0,5				
3,4	1,8			0,8		Peclit	Các chi tiết đúc có chiều dày thành lớn, chịu mài mòn tốt trong chi tiết đúc thành dày, các chi tiết gia công cơ khí, bơm, máy nén khí, vỏ động cơ.
3,2	1,6			1,3			
3,2	1,6	0,3		1,3			
3,4	1,8	0,3		2			
3,4	1,8			0,8	0,5	Peclit	Các vật đúc có chiều dày nhỏ đến trung bình, chi tiết có độ bền cao, chịu mài mòn tốt, ít nhạy cảm với chiều dày thành vật đúc, bền nhiệt xilanh, vỏ xilanh.
3,4	1,8	0,5		1,3	0,8		
3	2,3			1,3	0,9	Bainit	Chi tiết có độ bền cao(350MPa), chịu mài mòn tốt, xilanh, trục cam, bánh răng.
3	2,1			2	0,9		
4	2,2	0,3				P+C	Chi tiết có tính ổn định nhiệt cao ở 500 – 650°C, chịu nhiệt, chịu ma sát.
3,4	2,5	1,5					
3,4	3,3	2,4					
3	1,8	0,3	0,5			Peclit	Ổn định nhiệt tốt, xilanh tuabin thủy điện, vỏ động cơ diezen
3,4	2	0,3			0,5	Peclit	
3,2	2	0,3			0,8		

Khi dùng các nguyên tố hợp kim cần phải chú ý đến đặc tính và mức độ ảnh hưởng của từng nguyên tố để phát huy được ảnh hưởng tổng hợp theo chiều hướng có lợi. Crom là nguyên tố cacbit hoá rất mạnh, làm cho peclit nhỏ mịn, làm giảm xốp, giảm

trương nở. Niken có tác dụng tăng bền cho ferit, ổn định peclit nhưng không tạo xementit nên có thể dùng hàm lượng cao mà không gây biến trắng. Thực tế hay dùng phối hợp crom và niken với tỷ lệ $Ni/Cr = 3/1 - 1/1$. Nếu dùng tỷ lệ 1/1 thì phải có biến tính thêm bằng Fe-Si hoặc Si-Ca.

Đối với các chi tiết của máy cắt gọt, thí dụ như băng máy, bàn dao... thường phải dùng gang xám hợp kim thấp để đảm bảo cho tổ chức là peclit đồng đều ở các phần dày mỏng khác nhau của vật đúc nhưng vẫn không có xementit, sau gia công cơ có thể nhiệt luyện để nâng cao độ cứng bề mặt, tăng khả năng chịu mài mòn. Thành phần gang giống như gang xám thường ngoài ra còn có thêm: 0,2 - 0,5% Cr ; 0,3 - 1,0% Ni ; 0,4 - 0,6% Cu; xem bảng 2.6.

Silic có ái lực với sắt mạnh hơn cacbon, nó giúp cho xementit dễ bị phân huỷ, thúc đẩy quá trình hình thành graphit. Hàm lượng Si trong gang tùy thuộc vào chiều dày thành vật đúc và mức độ graphit hoá cần thiết (hình 2.14a). Nói chung, hàm lượng Si nằm trong khoảng 0,4 - 2,5%. Trên 2,5% Si, trong gang bắt đầu xuất hiện pha mới không bị oxi hoá khi nung, đây là loại gang chịu nhiệt. Hàm lượng Si > 4% thì silic mới được gọi là nguyên tố hợp kim. Khi đông đặc, tác dụng graphit hoá của cacbon lớp gấp 3 lần của silic, đặc biệt khi nguội nhanh thì tác dụng này còn mạnh hơn nữa. Trong giai đoạn chuyển biến cùng tích, tác dụng graphit hoá của silic lại mạnh hơn cacbon, có nghĩa là silic sẽ thúc đẩy việc hình thành ferit trong tổ chức nền. Xu hướng ngày nay là nên giảm hàm lượng C + Si để làm cho gang có tổ chức đồng đều trên toàn bộ thiết diện và gang có cơ tính cao hơn.

Bảng 2.7. Thành phần gang xecmăng đúc

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Ti
Chiếc một	3,7 - 4,0	2,4 - 2,8	0,6 - 0,8	0,4 - 0,5	< 0,07	0,25 - 0,35	0,35 - 0,5	0,08 - 0,18
Đúc ống	2,9 - 3,2	1,5 - 1,8	1,25 - 1,5	0,35 - 0,5	< 0,12	0,25 - 0,4	0,4 - 0,6	
Trung Quốc	3,78 - 3,8	2,58 - 2,6	0,99 - 1,12	0,26 - 0,28	0,09-0,11	0,08 - 0,09	0,07 - 0,08	
Nhật Bản	3,43	2,65	0,72	0,07	0,018	0,1	0,07	YAMAHA
Nhật Bản	3,9	2,35	0,63	0,32	0,1			KOBUTA
Đài Loan	3,81	2,6	0,7	0,29	0,13	0,18		

Thành phần này không phải là tối ưu cho tất cả mọi loại xecmăng. Với động cơ D12 do Nhật Bản sản xuất, không thấy có crom, hàm lượng niken lại thấp (0,14%) nhưng lại có thêm molipden (0,2 - 0,3%) và đồng có thể đến 1,0%.

Gang dùng để đúc somi lại có yêu cầu cao hơn xecmăng một chút vì thực chất là xecmăng dễ dàng thay thế hơn somi. Trong cặp ma sát somi-xecmăng thì somi phải có khả năng chịu mài mòn tốt hơn, độ cứng cao hơn do vậy somi thường có tổ chức nền peclit, graphit tấm nhỏ hoặc dạng xoắn và có thể có một lượng nhỏ xementit và photphit dạng lưới rách (không quá 5% diện tích nền). Somi có thể đem tôi để có tổ chức là bainit mịn. Thí dụ, với động cơ T54 của Liên Xô cũ có thành phần như ở bảng 2.8.

Bảng 2.8. Thành phần gang dùng cho xe T54

Somi và xecmăng của động cơ T54									
	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%Ti
Somi	3,2 - 4,4	1,9 - 2,3	0,7 - 0,9	0,18	< 0,12	0,25 - 0,35	0,2 - 0,35	-	-
Xecmăng	3,5 - 3,8	2,5 - 2,85	0,6 - 0,8	0,4 - 0,7	< 0,08	0,1 - 0,2	0,2 - 0,3	0,5	0,08 - 0,15
Somi của một số nước khác									
Mỹ	3,3 - 3,5	1,9 - 2,1	0,55 - 0,95	0,25		0,3	0,05 - 0,1		
Anh	3,2 - 3,5	1,8 - 2,25	0,4 - 1,2	0,6 - 1,0		0,5			
Pháp	3,4	1,9	1,0	0,7		0,6	0,3		

Một số chi tiết làm việc trong điều kiện chịu mài mòn khốc liệt, có thể dùng một loại gang gọi là gang kim để làm vật liệu chế tạo. Đây là loại gang hợp kim trung bình, sau khi đúc sẽ có tổ chức là mactenxit, độ cứng có thể đạt 300 - 450 HB nhưng vẫn có thể gia công cắt gọt được nếu trong tổ chức không có xementit dư. Nguyên tố hợp kim chủ yếu là crom và niken, trong đó hàm lượng niken có thể lên đến 6,5%. Đúc xong phải nhiệt luyện ở 230°C trong 5 giờ cho hết austenit dư. Gang này có thành phần: 3,3% C + 1,05% Si + 0,71% Mn + 5,0% Ni + 0,5% Cr có độ bền 30daN/mm²; độ cứng 400 HB. Để cho gang dễ gia công cắt gọt có thể nâng hàm lượng niken đến 6,5% và mangan đến 3,75% để tổ chức sau đúc là austenit có độ bền 18 daN/mm²; độ cứng 160 HB. Sau khi gia công nhiệt luyện ở 600°C trong 15 giờ sẽ có độ bền khoảng 32 daN/mm², độ cứng 400 HB.

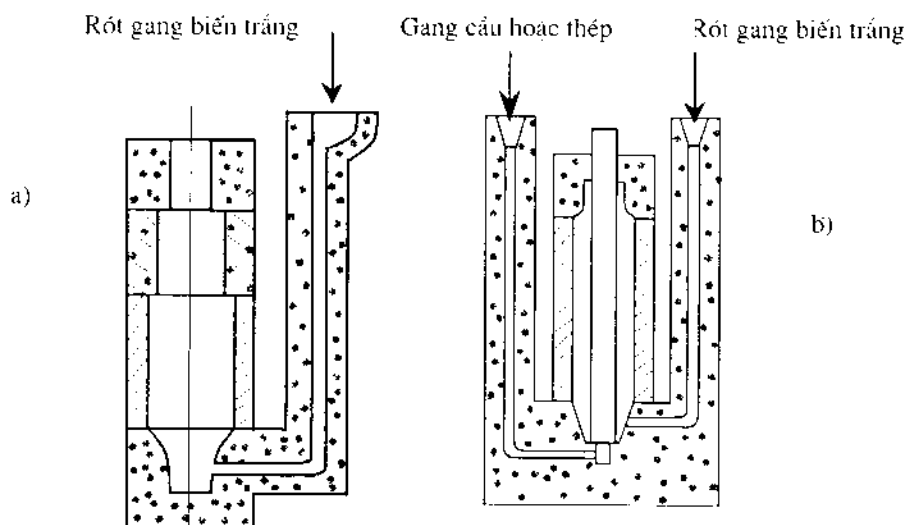
2.4.2. Gang trắng và gang biến trắng

Gang trắng là loại gang khi đúc ra tổ chức không có graphit, chỉ gồm peclit và xementit tự do cho nên mặt gãy có màu trắng. Muốn chế tạo gang trắng phải đảm bảo hai yêu cầu: *thứ nhất*, hàm lượng cacbon < 2,7% và silic < 1,0%; *thứ 2*, tốc độ nguội phải rất lớn, thường là đúc trong khuôn kim loại. Trong điều kiện như vậy, toàn bộ cacbon sẽ tiết ra dưới dạng xementit.

Gang trắng có độ cứng rất cao (400 - 600 HV), độ bền cũng khá cao nhưng nó giòn và chịu va đập kém, chỉ có thể gia công cơ bằng cách mài nên chỉ được sử dụng trong ít lĩnh vực, thí dụ, dùng để ủ ra gang dẻo, các chi tiết chịu mài mòn nhưng không cần gia công cơ như bị nghiền.

Trong thực tế sản xuất người ta hay dùng gang biến trắng. Đây là loại gang khá đặc biệt về tổ chức và tính chất. Tổ chức của vật đúc hình thành dựa vào hai yếu tố chủ yếu: hàm lượng cacbon + silic và tốc độ nguội. Khi đã khống chế rất chặt chẽ thành phần, bộ phận nào trên vật đúc có tốc độ nguội lớn sẽ bị trắng, tốc độ nguội trung bình sẽ có tổ chức lẫn lộn graphit và xementit hay còn gọi là gang hoa râm, nơi có tốc độ nguội nhỏ sẽ thu được gang xám. Như vậy, bằng cách điều chỉnh tốc độ nguội trên cùng một vật đúc có thể thu được nhiều tổ chức khác nhau.

Hình 2.27 cho một thí dụ về công nghệ đúc trục cán bằng gang biến trắng. Phần thân trục có đường kính 190 mm được đúc trong khuôn kim loại, hai đầu ngỗng trục đúc trong khuôn cát. Sau khi đúc, phần ngỗng trục vẫn có tổ chức là gang xám. Phần thân trục có tổ chức đặc biệt, phần vỏ ngoài là gang trắng, tiếp theo là gang hoa râm và trong lõi trục cán là gang xám. Chiều sâu lớp trắng và lớp hoa râm phụ thuộc vào những yếu tố sau đây.



Hình 2.27. Công nghệ đúc trục cán

a) Hàm lượng các nguyên tố có trong gang

Cacbon : Cacbon làm giảm chiều sâu biến trắng, nhưng lại làm tăng độ cứng của lớp biến trắng. Để tăng chiều sâu biến trắng cần phải giảm hàm lượng cacbon, khi đó

đồng thời độ bền có tăng nhưng độ cứng của lớp biến trắng lại thấp, làm giảm khả năng chịu mài mòn của gang.

Mangan: Cũng tuân theo quy luật chung về ảnh hưởng của Mn trong gang, khi hàm lượng Mn trong gang vượt quá quan hệ $Mn = 2S + 0,2$ thì Mn sẽ có tác dụng biến trắng yếu. Khi Mn tăng lên đến 1,5 - 2,0% trong gang nhiều cacbon thì lớp biến trắng sẽ có độ cứng rất cao, cỡ 550 - 700 HV do có tạo thành cacbit Mn_3C , tăng cao khả năng chịu mài mòn của gang. Tuy nhiên, không nên tăng Mn quá cao vì như vậy sẽ làm cho lớp bên trong vật đúc sẽ biến trắng.

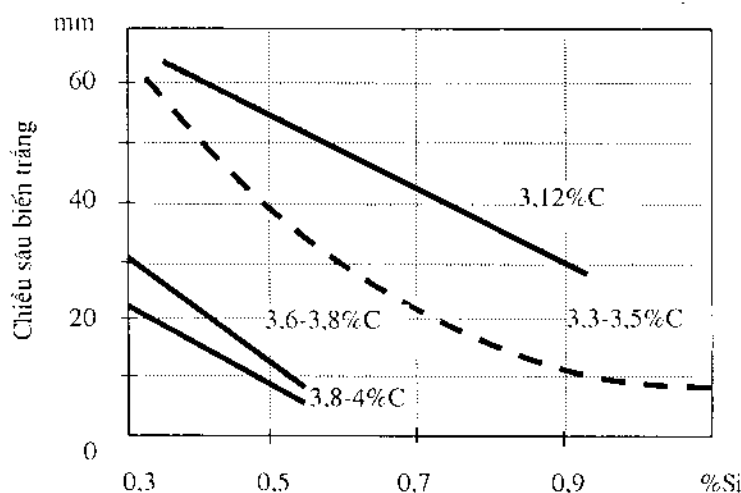
Silic: Hàm lượng silic trong gang biến trắng thường rất thấp (< 1%). Thay đổi hàm lượng silic để khống chế chiều sâu biến trắng. Tăng hàm lượng silic cũng không làm thay đổi nhiều đến độ cứng của lớp gang trắng sau khi đúc nhưng sau khi nhiệt luyện gang sẽ có nhiều graphit, do vậy rất cần lưu ý đến vấn đề này khi chế tạo gang trắng và gang biến trắng.

Phot pho: là nguyên tố làm giảm độ biến trắng tuy có tăng độ cứng lên chút ít. Tuy nhiên chỉ nên dùng khoảng 0,4% là thích hợp.

Các nguyên tố hợp kim: Được chia là hai nhóm.

- Nhóm 1 là những nguyên tố có tác dụng tăng chiều sâu lớp biến trắng, mức độ ảnh hưởng giảm dần theo thứ tự: S, Sn, Cr, Mo, Mn, W.

- Nhóm 2 gồm các nguyên tố làm giảm chiều sâu lớp biến trắng, mức độ ảnh hưởng giảm dần theo thứ tự: Al, Ti, Si, C, Cu, Co, Ni, P và yếu nhất là P. Điều này có nghĩa là, khi tăng hàm lượng các nguyên tố trên thì chiều sâu lớp biến trắng sẽ giảm đi rất đột ngột đối với các nguyên tố Al, Ti, Si và C.



Hình 2.28. Ảnh hưởng của cacbon và silic đến chiều sâu biến trắng

Xu hướng là nên giảm bớt hàm lượng cacbon và dùng phối hợp nhiều nguyên tố hợp kim với hàm lượng nhỏ ($Ni < 2,5\%$, tỷ lệ $Ni/Cr = 3 \div 1$) để làm nhỏ mịn hạt kim loại, tạo các loại cacbit phức tạp nhằm tăng bền, đảm bảo độ cứng nhưng vẫn không chế được chiều dày lớp biến trắng. Những loại gang này nếu không chế tốc độ nguội thích hợp cũng có thể thu được tổ chức bainit hoặc mactenxit. Khi hàm lượng $Ni > 3,5\%$, $Cr = 1,5 \div 3,5\%$, nền gang sẽ là máctenxit có austenit dư. Trong quá trình làm việc sau này, austenit dư sẽ chuyển thành mactenxit, nâng cao tính năng làm việc của gang.

b) Nhiệt luyện gang biến trắng

Do đặc điểm kết tinh và tổ chức nền gang trắng sau khi đúc có nhiều ứng suất, hạt khá thô cho nên bắt buộc phải nhiệt luyện. Phương pháp nhiệt luyện chủ yếu là ủ ở nhiệt độ 850°C trong 8 - 16 giờ. Sau ủ, độ bền, độ dai của gang sẽ tăng do hạt cacbit đã được làm mịn và cầu hóa. Gang biến trắng hợp kim hoá cũng có thể tôi trong dầu, nhưng rất cần lưu ý việc gang này rất dễ nứt, nhất là với vật đúc lớn.

Đặc điểm đúc:

Gang biến trắng được dùng nhiều trong công nghiệp cho các chi tiết dày, làm việc trong điều kiện chịu mài mòn cao, chịu lực lớn, có lực va đập, thí dụ:

- Do hàm lượng C+Si thấp nên gang có nhiệt độ chảy cao, chảy loãng kém, khó đúc.

- Co ngót lớn nên phải có đậu ngót, việc tính toán đậu ngót tương tự như tính toán đậu ngót của thép.

- Gang trắng có ứng suất lớn: do điều kiện kết tinh của gang là phía bên trong là quá trình graphit hoá - dẫn nở thể tích nhưng vỏ vật đúc là gang trắng co nhiều, vật đúc rất dễ nứt.

Bảng 2.9. Thành phần một số mác gang biến trắng

Thành phần %					Chiều sâu biến trắng, mm	Khuôn đúc
C	Si	Mn	P	S		
3,2 - 3,5	0,8 - 1,0	0,8 - 1,3	0,4 - 0,6	< 0,12	10,0 - 30	cát
3,4 - 3,6	0,7 - 1,3	0,8 - 1,0	0,4 - 0,6	0,08 - 0,1	< 15	cát
3,5 - 3,8	0,6 - 0,9	0,8 - 1,2	0,3 - 0,4	< 0,15	22 - 28	cát
3,7 - 3,9	0,6 - 0,8	0,7 - 1,0	0,4 - 0,6	< 0,15	33	kim loại
3,7 - 3,8	0,6 - 1,0	0,5 - 1,0	< 0,2	< 0,06	20 - 23	kim loại
2,7 - 3,7	0,4 - 0,7	0,2 - 0,5	0,55	< 0,01		kim loại
2,7-3,4	0,4 - 0,7	0,2 - 0,6	0,55	< 0,12		kim loại

Lĩnh vực sử dụng

- Đúc trực cán: Đúc theo công nghệ liên khối (hình 2.27a). Cũng có thể dùng phương pháp đúc hai lớp (hình 2.27b), tức là lớp ngoài đúc theo công nghệ ở hình 2.27a, đồng thời rót gang xám vào lõi của trục cán đã được ngăn cách bằng một ống thép rỗng đặt sẵn trong khuôn.

- Các chi tiết như cam, má nghiền, phụ tùng máy nghiền bi, con lăn, đầu phun, các chi tiết trong máy bơm, hút bùn...

- Đúc bánh xe goòng, bánh xe cầu trục...

2.4.3. Gang cầu

2.4.3.1. Đặc điểm, tính chất và phân loại

Gang graphit hình cầu (gọi tắt là gang cầu) hay còn có tên khác là gang bền cao đang được sử dụng rất rộng rãi trong kỹ thuật. So với các loại gang đúc khác, gang cầu có nhiều ưu điểm hơn như độ bền, độ dẫn dài, khả năng chịu nhiệt... đều cao hơn. So với gang xám, gang cầu ưu việt hơn hẳn.

So với thép, gang cầu có độ bền khá cao, chảy loãng tốt hơn, dễ đúc hơn, dễ gia công cơ nhưng lại có khả năng giảm rung động tốt hơn. Với lợi thế này, trục khuỷu gang cầu đang được sử dụng nhiều và có hiệu quả kinh tế rất cao so với trục khuỷu bằng thép.

So với gang dẻo, gang cầu có độ bền tương đương hoặc cao hơn, độ dẻo, độ dai cũng không thua kém nhưng công nghệ sản xuất đơn giản hơn, thời gian chế tạo ngắn hơn, giá thành thấp hơn nhiều.

Để sản xuất gang cầu phải có công đoạn biến tính gang lỏng bằng các nguyên tố cầu hoá graphit như: magiê, kim loại đất hiếm, canxi và hợp kim trung gian của các kim loại trên.

Gang cầu ký hiệu theo TCVN gồm hai chữ cái viết tắt GC, hai số tiếp theo chỉ độ bền kéo và độ dẫn dài. Thường có các mức gang sau:

GC 42-12; GC 45-5; GC 50-2 GC 60-2; GC 70-3

Cần lưu ý rằng, độ bền của gang cầu phụ thuộc chủ yếu vào tổ chức nền cơ bản, tức là phụ thuộc vào các nguyên tố thường có và các nguyên tố hợp kim trong gang. Khác với gang xám, có thể áp dụng các phương pháp nhiệt luyện thép cho gang cầu để làm thay đổi tổ chức, cải thiện tính chất của gang. Các hình thức nhiệt luyện dùng cho gang cầu là:

- Với những chi tiết đúc xong mà bị biến trắng thì cần khử trắng bằng cách thường hoá ở 950°C trong 9 giờ, tiếp theo là ram 750°C trong 9 giờ để cầu hoá peclit.

- Tôi đẳng nhiệt để nhận được tổ chức bainit. Đây là tổ chức cho cơ tính tổng hợp cao nhất (độ bền 1000 - 1300MPa, dẫn dài 4 - 8% và HB = 300 - 370).

- Ram cao cũng nâng cao cơ tính của gang cầu.

- Ủ đẳng nhiệt để chế tạo gang cầu có tính năng đặc biệt.

Ảnh hưởng của các nguyên tố trong gang đến tính chất và tổ chức gang graphit cầu

Cacbon và silic: Với gang graphit cầu thường phải chọn hàm lượng (C + Si) cao để đảm bảo mức độ cùng tinh đạt giá trị $S_c = 0,98 - 1,05$, nghĩa là cacbon đương lượng $C_{dl} = 4,2 - 4,3\%$. Lượng cacbon thường lấy 3,5 - 3,8% để có thể vẫn giảm được hàm lượng silic mà gang vẫn chảy loãng tốt, không bị trắng sau khi đúc. Hàm lượng silic nhỏ hơn 4% hoàn toàn không có một chút ảnh hưởng nào đến hình dáng của graphit. Nhưng silic quá cao sẽ làm tăng độ cứng của ferit, kìm hãm sự tiết ra peclit, giảm độ dai và đập, giảm độ dẻo của gang. Tổ chức nền kim loại thay đổi từ ledeburit thành ferit khi hàm lượng Si thay đổi từ 1 đến 4,5%. Thực tế cho thấy, hàm lượng Si trong gang thích hợp nhất là 1,5 - 3,0%. Thường lấy Si = 2,5 - 2,8%.

Mangan: Trong gang cầu, hàm lượng Mn dao động trong khoảng 0,3 - 0,8% và nó có ảnh hưởng rất lớn đến tính chất cơ học và tổ chức nền của gang. Khi Mn = 0,3 - 0,5%, tổ chức của gang là ferit; Mn = 0,5 - 0,6% gang có cấu trúc F + P; Mn = 0,6 - 0,8% tổ chức sẽ là peclit.

Photpho: Là nguyên tố ngăn cản sự phân hủy peclit, đặc biệt có hại khi ủ ferit hoá gang cầu. Hàm lượng P < 0,1% thì không có ảnh hưởng rõ rệt đến cấu trúc gang cầu, vượt qua giá trị trên, độ dẫn dài của gang giảm rất mạnh, thí dụ tăng P từ 0,05% lên 0,2 - 0,3% , độ dẫn dài giảm từ 15 - 18% xuống còn 3 - 4%.

Lưu huỳnh: Là nguyên tố cần phải loại bỏ trong quá trình biến tính gang cầu và sẽ được trình bày tỷ mỉ ở phần dưới đây.

Niken: Là nguyên tố làm tăng tốc độ graphit hoá của tổ chức cùng tinh, ngăn trở quá trình graphit hoá của tổ chức cùng tích, làm nhỏ mịn tổ chức peclit và tăng tổ chức peclit trong nền kim loại, làm tăng khả năng mài mòn, ổn định các tính chất của gang ở nhiệt độ cao. Đặc biệt có tác dụng làm đồng đều tổ chức của gang. Gang cầu có hàm lượng Ni thấp cho tổ chức là nền peclit, hàm lượng Ni trung bình cho tổ chức mactenxit, hàm lượng Ni cao cho ta tổ chức nền austenit. Ni là nguyên tố có tác dụng mở rộng vùng

austenit, làm dịch chuyển vùng này và kéo dài thời gian nguội và cho tới vùng có nhiệt độ thấp. Quan hệ chuyển biến giữa nhiệt độ và lượng Ni ở điểm cùng tính là cứ 1% thì giảm 15°K. Khi hàm lượng Ni cao thì cho tổ chức bainit hoặc mactenxit ngay ở cả vật đúc có thành dày và làm tăng hàm lượng austenit dư. Ni còn là nguyên tố cản trở sự ferit hoá đồng thời có tác dụng ổn định peclit. Do đó Ni thường được dùng điều chỉnh tỷ lệ giữa hai tổ chức nền là ferit và peclit trong vật đúc.

Đối với Ni, có thể có những kết luận sau:

- Một tổ chức hoàn toàn là peclit có thể đạt được, khi tăng hàm lượng hợp kim hoá bằng Ni mà không cần qua nhiệt luyện.
- Ni là nguyên tố không gây tác dụng cacbit hóa.
- Hợp kim hoá Ni cho gang biến tính bằng Mg là tăng thời gian biến tính nên rất có lợi đối với quá trình biến tính cầu hoá vì để càng lâu thì khả năng biến tính sẽ mất dần.

Crom: Là nguyên tố cacbit hoá mạnh và dễ làm cho vật đúc bị thiên tích, bởi vì khi kết tinh Cr hay tập trung ở tinh giới hạt, tạo ra một mạng lưới cacbit tại đây. Trong quá trình làm nguội chậm, nếu có mặt của Cr trong gang lỏng thì làm cho quá trình ferit hoá trở lên khó khăn hơn. Để loại bỏ được tổ chức cacbit này thì hàm lượng Cr không được vượt quá 0,05%. Trong quá trình chế tạo gang cầu thì Cr có thể làm tăng độ cứng nhưng lại làm giảm độ dai, độ dẻo và độ bền dai. Ni và Cr là hai nguyên tố hỗ trợ nhau, do vậy để đảm bảo gang có cơ tính tối ưu thì khi hợp kim hoá dùng đồng thời cả hai nguyên tố này với tỷ lệ thích hợp.

Molipden: Chỉ cần (0,25 - 0,6)%Mo đã làm nhỏ kích thước hạt graphit hình cầu, làm nhỏ tổ chức peclit và làm tăng tỷ lệ peclit trong tổ chức nền, từ đó làm tăng độ bền, độ cứng của vật đúc bằng gang. Nếu lượng Mo vượt quá 2%, lúc này tổ chức nền vật đúc bằng gang có thể xuất hiện tổ chức bainit. Mo là nguyên tố cacbit hoá yếu, làm thu hẹp vùng austenit và làm cản trở mạnh quá trình chuyển biến austenit, vì vậy rất dễ tạo ra tổ chức chuyển biến ở cấp bainit. Khi hàm lượng Mo từ 0,1 - 0,3% thì dễ gây hiện tượng ferit hóa, lúc đó làm mở rộng vùng ferit hoá (khi soi tổ chức tế vi ta thấy có một vùng trắng bao quanh hạt graphit cầu) và nó làm giảm lượng peclit trong tổ chức nền. Khi hàm lượng Mo cao hơn nữa thì tác dụng đó không còn và sự chuyển biến theo chiều ngược lại, làm giảm ferit và dẫn tới việc tạo ra tổ chức bainit và mactenxit.

Nếu hàm lượng Mo lên tới 3% thì tác dụng kìm hãm sự graphit hoá tăng lên rõ rệt, nếu thành phần Mo > 3% thì gang sẽ bị biến trắng.

Đồng: Là nguyên tố làm tăng quá trình graphit hoá của tổ chức cùng tinh nhưng yếu và làm ngăn cản quá trình graphit hoá của tổ chức cùng tích. Làm nhỏ mịn tổ chức peclit và làm tăng tổ chức peclit cho nền. Ảnh hưởng của đồng đối với tổ chức gang cầu khá phức tạp, nếu trong gang rất ít nguyên tố cản trở quá trình cầu hoá thì khi biến tính bằng Mg cho Cu tới 2 - 3% cũng không ảnh hưởng tới graphit cầu. Nếu trong gang có chứa các nguyên tố cản cầu thì chỉ cần một lượng Cu 1 - 2% cũng làm xấu đi rõ rệt sự hình thành graphit cầu. Chính vì lẽ đó, khi nguyên tố cản trở quá trình cầu hoá càng nhiều thì lượng Cu cho vào hợp kim hoá càng ít.

Vanadi: Vanadi là nguyên tố cản trở quá trình graphit hóa, thế nhưng có tác dụng làm nhỏ mịn hạt graphit cầu và làm cho vật đúc có tổ chức graphit hình cầu đồng đều từ mặt vào bên trong vật đúc. Nó làm tăng khả năng hình thành tổ chức peclit, đồng thời tổ chức cacbit, nitrit, oxit của vanadi có kích thước rất nhỏ mịn phân tán trong tổ chức của vật đúc có tác dụng làm tăng độ bền cứng và khả năng chống mài mòn của gang.

Kẽm: Đây là nguyên tố peclit hoá rất mạnh, do đó thường được dùng để sản xuất gang cầu có tổ chức peclit ở trạng thái đúc. Nếu trong quá trình nấu luyện xuất hiện nhiều nguyên tố cản trở quá trình cầu hoá thì không nên sử dụng nhiều Zn làm chất hợp kim hóa.

Canxi: Là nguyên tố có khả năng khử S mạnh sau Ce, và còn có khả năng khử oxy cho hợp kim lỏng.

Những nguyên tố cản trở quá trình cầu hoá graphit

Ngoài S là nguyên tố khử cầu rất mạnh, còn có các nguyên tố sau cũng có tác dụng cản trở quá trình cầu hoá như : Ti, As, Sn, Pb, Bi, Al [8].

Tác dụng khử cầu hoá đương lượng được tính như sau:

$$S_b = 4,4Ti + 2,0As + 2,3Sn + 5,0Sb + 290Pb + 370Bi + 1,6Al$$

Khi biến tính gang cầu bằng Mg, muốn tạo ra graphit cầu đạt hiệu quả cao thì hệ số $S_b < 1$. Do vậy, khi tiến hành cầu hoá ta phải xác định hàm lượng các nguyên tố cản cầu để có biện pháp hạn chế chúng trước khi thực hiện quá trình cầu hóa.

Giá trị peclit hoá đương lượng P_x (%) ở trạng thái đúc, được tính theo công thức sau đây:

$$P_x = 3,0Mn - 2,65(Si - 2) + 7,75Cu + 9,0Sn + 3,75Pb + 333Bi + 20,1Al + 9,6Cr + 71,7Sb.$$

Mối quan hệ giữa ferit và peclit được tính theo công thức sau:

$$F = 961 * e^{-P^x} \quad (2.28)$$

Từ (2.28) có thể điều chỉnh được tỷ lệ giữa các pha ferit F và peclit P cho phù hợp với cơ tính của vật liệu chế tạo như mong muốn.

Trong lĩnh vực gang cầu, thường dùng khái niệm mức độ cầu hóa. Mức độ cầu hoá cho ta biết hình dạng của hạt graphit gắn với hình cầu đến mức độ nào. Có hai cách xác định mức độ cầu hóa. *Một là*, xác định theo mẫu tiêu chuẩn. Trên cơ sở so sánh giữa nhãn trường quan sát mẫu trên kính hiển vi quang học và ảnh tiêu chuẩn để tìm ra mức độ cầu hoá tương đương (TCVN 3902-84). *Hai là*, xác định mức độ cầu hoá SL theo công thức của JIS 5502-89 dùng cho gang cầu thông thường không qua nhiệt luyện:

$$SL = \frac{0,1.n_1 + 0,3.n_2 + 0,7.n_3 + 0,9.n_4 + 1,0.n_5}{n_1 + n_2 + n_3 + n_4 + n_5} \quad (2.29)$$

trong đó: n_1 - số phần tử graphit có dạng tấm; n_2 - số phần tử graphit có dạng giun (tấm ngắn, dày, đầu tù); n_3 - số phần tử graphit có dạng cụm; n_4 - số phần tử graphit có dạng ôvan và có góc; n_5 - số phần tử graphit có dạng cầu tròn.

2.4.3.2. Biến tính cầu hoá

1. Biến tính cầu hoá là một quá trình tác dụng lên graphit khi kết tinh làm thay đổi hình thái học graphit, graphit tấm chuyển thành graphit hình cầu. Gang sẽ dẻo hơn nhưng tính chất cơ học lại cao hơn rất nhiều so với gang xám. Có thể đạt những tính chất này ở ngay trạng thái đúc hoặc xử lý nhiệt tiếp theo.

Hiện nay có rất nhiều lý thuyết đang cố gắng giải thích cơ chế biến tính cầu hoá. Nhưng có thể tóm tắt các thuyết đó thành các nhóm lý thuyết cơ bản sau đây:

a. Khi biến tính, nguyên tố cầu hoá sẽ bay hơi ở trạng thái nguyên tử, các nguyên tử này sẽ bị hấp thụ lên bề mặt tinh thể graphit, trung hoà các tạp chất lưu huỳnh và khí ở đây, làm tăng sức căng bề mặt giữa mặt lỏng trụ graphit và gang lỏng, tăng công tạo mầm kết tinh, làm hạn chế tốc độ phát triển của graphit theo hướng thẳng góc với bề mặt lỏng trụ, làm cho graphit phát triển thành hình cầu.

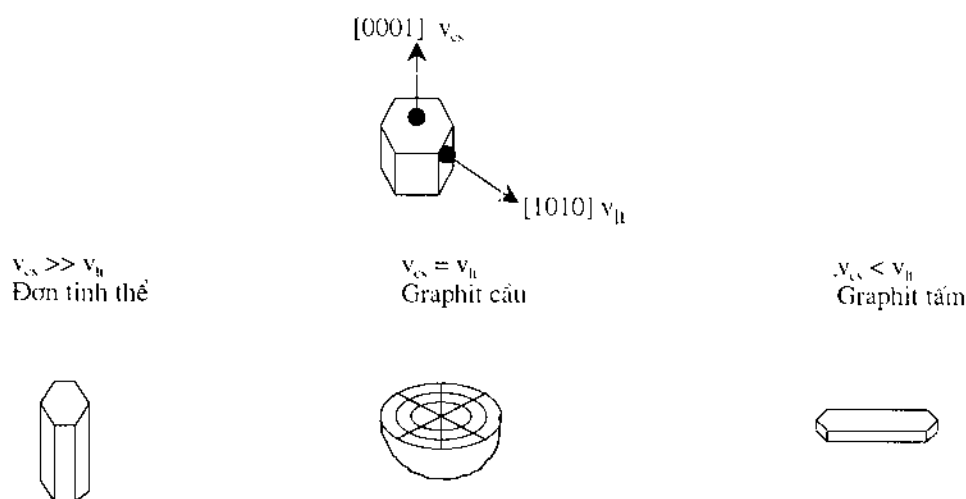
b. Quá trình biến tính đồng thời cũng là quá trình khử oxy, lưu huỳnh, khử khí, tinh luyện và làm tăng sức căng bề mặt gang lỏng cũng làm cho graphit kết tinh dạng cầu.

c. Biến tính làm thay đổi điều kiện tạo mầm graphit tức là làm tăng độ quá nguội, thay đổi nhiệt độ và thời gian kết tinh cùng tinh.

d. Graphit hình thành ngay trong bọt khí chất biến tính trong lòng kim loại lỏng.

Mỗi lý thuyết chỉ có thể giải thích được một số hiện tượng khi biến tính cầu hoá mà không giải thích được tất cả các hiện tượng. Có những thí nghiệm chứng minh được sự mâu thuẫn của một số giả thuyết trên. Thí dụ, có thể tạo được graphit hình cầu bằng chất biến tính không tạo bọt khí trong gang lỏng. Tuy nhiên lý thuyết của Herfurth có tính thuyết phục và chính xác hơn cả. Nội dung của lý thuyết này có thể tóm tắt như sau:

Tinh thể graphit sẽ phát triển theo hai hướng, hướng cơ sở theo mặt cơ sở $[0001]$ gọi là v_s và hướng bên cạnh theo mặt bên $[1010]$ gọi là v_b . Khi biến tính, chất biến tính sẽ bị hấp phụ lên bề mặt của hạt graphit đang lớn lên. Tùy thuộc vào bản chất của chất biến tính mà nó được hấp phụ chọn lọc lên một trong những mặt tinh thể ưu tiên nhất định. Nếu chất biến tính được hấp phụ lên bề mặt cơ sở, hạn chế tốc độ phát triển theo mặt cơ sở, graphit sẽ phát triển theo chiều ngang và thành graphit tấm. Nếu chất biến tính được hấp phụ ở bề mặt bên, hạn chế tốc độ phát triển theo chiều cạnh, graphit lớn nhanh theo hướng vuông góc với mặt cơ sở và tạo thành đơn tinh thể. Chỉ khi nào chất biến tính được hấp phụ ở cả hai bề mặt, mặt cơ sở và mặt bên, tốc độ phát triển theo hai hướng gần bằng nhau, hạt graphit sẽ có dạng cầu.



Hình 2.29. Mô hình sự thay đổi tốc độ phát triển ở các mặt tinh thể graphit khi hấp thụ các nguyên tử lạ theo Herfurth. (v_s - tốc độ phát triển mặt cơ sở; v_b - tốc độ phát triển mặt láng trụ)

2. Vấn đề kết tinh của graphit hình cầu. Cũng như câu hỏi khi nào graphit kết tinh, thì vấn đề khi nào và tại sao graphit lại kết tinh theo hình cầu cũng đã được nhiều nhà nghiên cứu tìm cách giải đáp. Đa số các ý kiến đều cho rằng, trong gang cầu sau

cùng tinh thì graphit hạt được tiết ra trực tiếp từ gang lỏng, các ý kiến mâu thuẫn tập trung vào quá trình tiết graphit hạt ở gang cùng tinh và trước cùng tinh. Có thể chia các ý kiến này thành ba nhóm:

- *Graphit được tiết ra gián tiếp từ xementit*. Lý thuyết này cho rằng, từ gang lỏng tiết ra cùng tinh austenit-xementit, sau đó là phân huỷ xementit thành graphit.

- *Graphit kết tinh trực tiếp từ gang lỏng*. Nghĩa là graphit hạt kết tinh sau khi đã có những tinh thể austenit sơ cấp xuất hiện ở những vùng chất lỏng quá bão hoà cacbon.

- *Graphit kết tinh gián tiếp từ austenit*. Đầu tiên xuất hiện austenit sơ cấp quá bão hoà cacbon. Sự phân huỷ các tinh thể austenit này sẽ xuất hiện graphit.

Trong những luận thuyết có quan điểm graphit kết tinh trực tiếp từ gang lỏng lại được chia ra làm hai nhóm. Nhóm thứ nhất tập trung vào cơ cấu kết tinh và đông đặc của gang cầu, nhóm thứ hai cố gắng giải thích các nguyên nhân xuất hiện graphit.

α) Trong gang lỏng quá bão hoà cacbon, graphit hạt xuất hiện nằm chen giữa các nhánh cây austenit. Thuyết này cho hay, đầu tiên các nhánh cây austenit bắt đầu kết tinh ngay tại nhiệt độ đường lỏng và tiếp tục cho đến nhiệt độ tại đó các cùng tinh thường bắt đầu tiết ra graphit tấm và austenit. Tiếp theo, việc tiết ra graphit tấm sẽ bị kìm hãm lại tạo điều kiện thuận lợi cho sự xuất hiện graphit cầu trong gang lỏng quá bão hoà cacbon. Sau đó, gang lỏng cùng tinh sẽ kết tinh theo hệ giả ổn định có sự phân huỷ xementit để hình thành graphit cầu.

β) Sự xuất hiện graphit cầu và tính chất vật lý của gang lỏng. Các luận thuyết cho rằng, việc cho thêm các chất biến tính sẽ có tác dụng khử lưu huỳnh và khử oxy cho gang. Hiện tượng này có liên quan trực tiếp đến việc tăng sức căng bề mặt của gang (gang lỏng không thấm ướt nổi graphit). Do đó, các mầm sẽ được hình thành và trong gang lỏng sẽ bắt đầu tiết ra graphit. Chất biến tính còn dư trong gang sẽ bị hấp phụ lên bề mặt của graphit, tạo điều kiện thuận lợi cho quá trình hình thành dạng cầu của graphit.

3. Gang xám dùng để biến tính cầu hoá khác với gang xám thường chủ yếu là thành phần hoá học, thành phần này phải đảm bảo cho gang có khả năng graphit hoá cao vì quá trình tinh luyện khi biến tính sẽ thúc đẩy gang lỏng dễ dàng kết tinh theo hệ giả ổn định. Do vậy hàm lượng các nguyên tố có tác dụng graphit hoá như C và Si phải khá cao. Thông thường $C = (3,5 - 3,8) \%$; $Si = \max 2,8 \%$.

4. Chất biến tính có thể dùng magiê hoặc hợp kim magiê (hay còn gọi là hợp kim trung gian), các nguyên tố đất hiếm. Trong thực tế, người ta thường dùng hợp kim trung gian có chứa cả Mg, Ca và đất hiếm để các nguyên tố này bổ sung cho nhau trong quá trình biến tính. Hợp kim trung gian thông dụng hiện nay có chứa 5 - 8% Mg; 2 - 3% Ca;

0,3 - 0,5% đất hiếm; còn lại là Fe và Si. Lượng dùng hợp kim trung gian khoảng 1,0 - 2,0% so với kim loại lỏng. Nếu dùng hợp kim trung gian của Mg thì hàm lượng Mg dư còn lại sau biến tính phải đạt khoảng 0,3 - 0,6%.

5. Biến tính graphit hoá có thể tiến hành đồng thời với biến tính cầu hoá hoặc sau khi biến tính cầu hoá. Thông thường, trong hợp kim trung gian đã có các nguyên tố graphit hoá. Tuy nhiên, trong quá trình cầu hoá các chất này đã phát huy hết tác dụng, do vậy vẫn phải biến tính graphit hoá tiếp theo.

6. Hàm lượng các nguyên tố Mn, P, S trong gang dùng để biến tính cầu hoá có giá trị tương đương như hàm lượng trong thép đúc thông thường. $Mn = (0,2 - 0,6)\%$; $P = (0,3 - 0,6)\%$; $S = (0,01 - 0,03)\%$. Vai trò của lưu huỳnh (S) trong gang dùng biến tính cầu hoá rất quan trọng vì ảnh hưởng của nó rất phức tạp và sẽ được đề cập đến ở phần sau. Trong gang, lưu huỳnh tồn tại nhiều nhất ở trạng thái FeS , sau đó là S^{2-} và cuối cùng là nguyên tử và khí lưu huỳnh. Nếu gang ban đầu có hàm lượng lưu huỳnh khá cao, cần phải tiến hành khử S sơ bộ ngoài lò rồi mới tiến hành biến tính cầu hoá.

Tuy nhiên, cũng có thể tiến hành hợp kim hoá gang cầu bằng các nguyên tố như V, Mo, Cr, Ni, Cu để nâng cao tính chất cơ học của gang. Việc đưa các nguyên tố hợp kim vào gang lỏng phải đảm bảo không làm thay đổi hình dạng graphit nhưng làm thay đổi đáng kể tổ chức nền, tạo điều kiện cho việc nhiệt luyện sau này.

7. Nhiệt độ biến tính cũng là thông số quan trọng trong quá trình biến tính và thường phải đạt $1450^{\circ}C - 1500^{\circ}C$. Khi biến tính nhiệt độ sẽ giảm khoảng $50 - 90^{\circ}C$ do hoà tan các chất biến tính và làm bay hơi nguyên tố cầu hoá.

2.4.3.3. Hành vi của magiê trong gang

a) Sự bay hơi của Mg

Magiê có nhiệt độ nóng chảy và nhiệt độ bay hơi khá thấp ($638^{\circ}C$ và $1105^{\circ}C$ tương ứng). Khi biến tính, Mg sẽ bị bay hơi. Quá trình bay hơi của Mg sẽ diễn ra cho đến khi áp suất hơi của Mg đạt giá trị áp suất hơi bão hoà tại nhiệt độ nghiên cứu. Áp suất hơi bão hoà của hơi Mg biểu diễn theo Clausius- Clapayron:

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta H^0}{T(V_{(g)} - V_{(l)})} \quad (2.30)$$

trong đó: T - nhiệt độ, $^{\circ}C$; $V_{(g)}$, $V_{(l)}$ - thể tích phân mol của pha khí và pha lỏng; ΔH^0 - nhiệt hoá hơi.

Trong quá trình bay hơi, có thể coi thể tích của pha lỏng nhỏ hơn rất nhiều so với pha khí (bỏ qua $V_{(l)}$) và hơi bão hoà gần giống với khí lý tưởng thì:

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta H^0}{T(V_{(g)} - V_{(l)})} \quad (2.31)$$

$$\text{hay } \frac{dp}{p} = \frac{\Delta H^0}{R} \frac{dT}{T^2}$$

Có thể coi $\Delta H^0 = \text{const}$, lấy tích phân (2.31) thu được:

$$\ln P = - \frac{\Delta H^0}{RT} + C; \quad C: \text{hằng số tích phân.}$$

Chuyển sang logarit cơ số 10 sẽ có:

$$\lg P = - \frac{\Delta H^0}{4,756} \cdot \frac{1}{T} + C$$

$$\text{hay: } P = 10^{\frac{\Delta H^0}{RT} + C} \quad (2.32)$$

Đối với Mg, công thức thực nghiệm mô tả quan hệ (2.32) của một số tác giả:

$$\text{Kulikov: } P = 10^{-\frac{6333}{T} + 4,66} \quad (2.33)$$

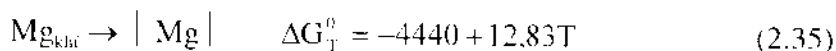
$$\text{Vascenko: } P = 10^{-\frac{7840}{T} - 1,22 \lg T + 9,52} \quad (2.34)$$

Tại mỗi nhiệt độ xác định, áp suất hơi bão hoà của Mg là một giá trị xác định. Nhiệt độ tăng làm áp suất hơi bão hoà cũng tăng theo, bởi vậy khi biến tính, nhiệt độ càng cao thì hiệu suất biến tính càng giảm.

b) Sự hoà tan của magiê

Magiê hoà tan vào Fe lỏng ở điều kiện cân bằng được mô tả bằng giản đồ trạng thái trên hình 2.30. Nhiệt độ cùng tinh của hệ là 1515°C tương ứng với 0,76% Mg. Rõ ràng, Mg hoà tan rất ít ở trong Fe lỏng và không đáng kể trong trạng thái rắn. Lý do làm cho Mg khó hoà tan vào trong Fe lỏng chính là áp suất hơi bão hoà của hơi Mg quá cao.

Trong hệ Fe-Mg, magiê từ hơi bão hoà tan vào gang lỏng theo phản ứng:



Hằng số cân bằng:

$$K = \frac{[Mg]}{P_{Mg}} \quad (2.36)$$

Sử dụng công thức $\Delta G = -RT \ln K$, chuyển qua log cơ số 10, sẽ thu được:

$$\lg \frac{[Mg]}{P_{Mg}} = \frac{907}{T} - 2,804$$

$$[Mg] = P_{Mg} \cdot 10^{\frac{907}{T} - 2,804} \quad (2.37)$$

Phương trình (2.37) mô tả quan hệ giữa lượng hoà tan của Mg trong sắt lỏng và nhiệt độ. Sự phụ thuộc trên chỉ đúng với Fe kỹ thuật. Trong thực tế, khi biến tính còn phải lưu ý đến áp suất tĩnh do cột kim loại lỏng gây nên.

Đối với chất lỏng thực (gang lỏng) còn cần phải xem xét đến hàm lượng C, Si và các nguyên tố khác khi tính toán nhiệt động học của quá trình. Khi đó, hằng số cân bằng của phản ứng (2.35) sẽ là:

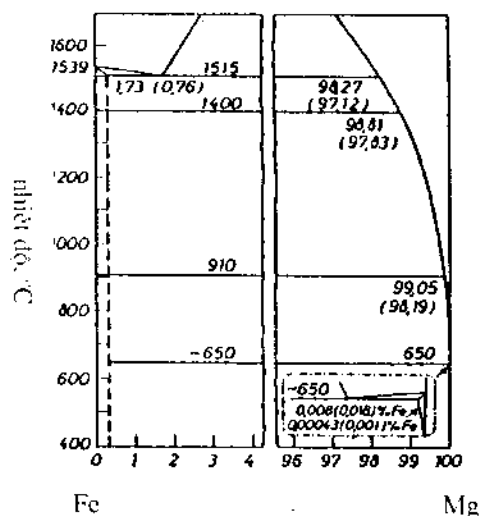
$$K_1 = \frac{a_{Mg}}{P_{Mg}} = \frac{f_{Mg} \cdot [Mg]}{P_{Mg}}$$

Trong đó hệ số hoạt độ f_{Mg} được định nghĩa như sau:

$$\lg f_{Mg} = \sum e_{Mg}^{X_i} [\%X_i]$$

với X_i - hàm lượng nguyên tố khác có mặt trong gang (%); $e_{Mg}^{X_i} \longleftrightarrow$ - hệ số tương tác của nguyên tố X với Mg khi hoà tan.

Giá trị hệ số $e_{Mg}^{X_i}$ của một số nguyên tố như sau:



Hình 2.30. Giản đồ trạng thái Fe - Mg

$$e_{Mg}^C = -3,33 \cdot 10^{-2}$$

$$e_{Mg}^{Al} = -9,2 \cdot 10^{-3}$$

$$e_{Mg}^{Si} = 8,9 \cdot 10^{-3}$$

$$e_{Mg}^{Ti} = 3,3 \cdot 10^{-3}$$

$$e_{Mg}^{Mn} = -5,9 \cdot 10^{-3}$$

$$e_{Mg}^{Cu} = -3,22 \cdot 10^{-2}$$

$$e_{Mg}^{Ni} = -1,7 \cdot 10^{-2}$$

$$e_{Mg}^{Mo} = 8,3 \cdot 10^{-3}$$

Như vậy trong dung dịch thực, độ hoà tan của Mg sẽ là:

$$[Mg] = \frac{K_1 \cdot P_{Mg}}{f_{Mg}}$$

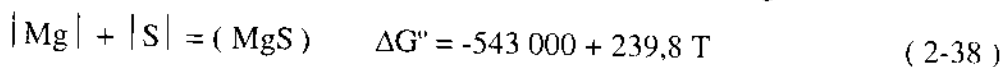
Thí dụ tính toán cho trường hợp biến tính ở 1500°C, kết quả cho thấy, lượng Mg hoà tan vào kim loại lỏng đạt 0,4 %, áp suất hơi bão hoà của Mg đạt 12 at, tức là Mg bay hơi rất mãnh liệt. Nếu tăng áp suất biến tính nhưng vẫn giữ nguyên nhiệt độ, Mg sẽ bay hơi ít đi, tổn thất Mg sẽ nhỏ hơn và do vậy nồng độ Mg trong hợp kim sẽ tăng lên.

Trong điều kiện biến tính, áp suất biến tính thực phải tính đến cả chiều cao của cột áp kim loại tác dụng lên chất biến tính, tức là: $P_{Mg} = P_{bm} + h \cdot \rho$; trong đó: P_{bm} - áp suất tác dụng lên mặt thoáng kim loại; h - chiều cao cột áp kim loại; ρ - khối lượng riêng kim loại, kg/m^3 .

Một thí dụ về biến tính dưới áp suất khí quyển là phương pháp thùng hơ, rót đổ. Áp suất biến tính được tính là tổng của áp suất khí quyển và chiều cao cột áp kim loại trong thùng. Ngoài áp suất nói trên còn có áp suất hơi Mg và áp suất bổ sung cùng tham gia vào quá trình biến tính. Tăng áp suất biến tính sẽ kiểm chế quá trình bay hơi của Mg và tăng lượng hoà tan của Mg trong gang lỏng, hiệu suất biến tính sẽ tăng lên.

c) Phản ứng khử lưu huỳnh của Mg

Trong gang lỏng, Mg có khả năng tác dụng với S theo phản ứng sau:

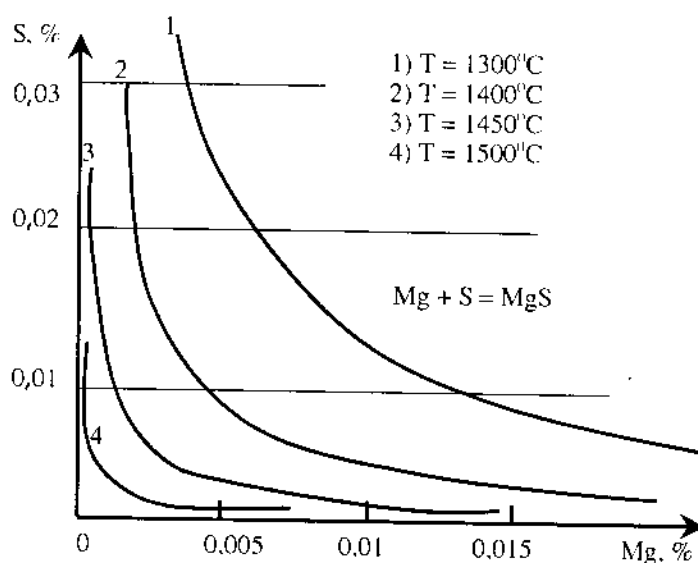


$$\begin{aligned} \ln K &= -\frac{\Delta G^\circ}{RT} = \frac{65311,5}{T} - 28,84 \\ \text{Từ đó:} \quad \lg K &= \frac{28359,3}{T} + 12,522 \end{aligned} \quad (2-39)$$

Trong gang lỏng cần phải xem xét đến ảnh hưởng của các nguyên tố khác đến hoạt độ của Mg, như vậy, quan hệ phụ thuộc $[Mg] = f([S], T \text{ và } P_{Mg})$ sẽ được thể hiện qua phương trình:

$$\lg[Mg] = -\frac{28359,5}{T} + 12,522 - (e_{Mg}^C [\%C] + e_{Mg}^{Si} [\%Si]) - (e_S^C [\%C] + e_S^{Si} [\%Si]) - \lg[Mg] + \lg P_{Mg} \quad (2-40)$$

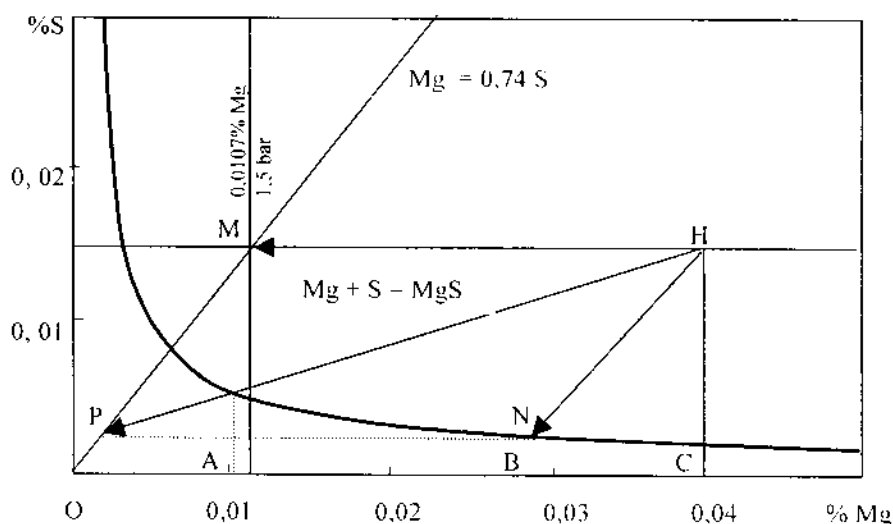
Tại một nhiệt độ xác định, sẽ tồn tại sự cân bằng giữa hàm lượng Mg và S. Đường cân bằng tại một số nhiệt độ tiêu biểu cho trên hình 2.31. Theo quan hệ (2-40), nếu giảm nhiệt độ thì khả năng khử S của Mg sẽ tăng lên ngay cả khi hàm lượng S rất thấp. Thí dụ, tại nhiệt độ 1300°C và hàm lượng S = 0,001% thì nồng độ cân bằng của Mg = 0,0012%, điều này trong thực tiễn có nghĩa là Mg có khả năng tạo liên kết triet để với S. Ngược lại, ở nhiệt độ 1500°C và hàm lượng S = 0,01% thì hàm lượng Mg cân bằng là 0,012% và như vậy không thể xảy ra liên kết của Mg và S vì rằng Mg đã bay hơi xuống 0,0072% tại nhiệt độ 1500°C và áp suất 1 at.



Hình 2.31. Cân bằng Mg-S tại những nhiệt độ khác nhau

Cân bằng của phản ứng Mg-S phụ thuộc vào hàm lượng các nguyên tố trong gang, nhiệt độ và áp suất biến tính. Ảnh hưởng của thành phần hoá học được đánh giá thông qua hệ số tương tác e_{Mg}^X . Giá trị của các hệ số này có dấu dương, đường cân bằng phản ứng dịch chuyển sang phía phải và ngược lại. Cân bằng phản ứng khử S trong gang phụ thuộc rất nhiều vào giá trị nhiệt độ và áp suất. Cả hai giá trị này đều đẩy đường cong cân bằng về phía phải, ở đây có nghĩa là, đẩy về phía làm giảm khả năng khử S của Mg.

Như vậy trong quá trình biến tính, đồng thời xảy ra cả ba quá trình, bay hơi, hoà tan của Mg và khử S. Kết quả của quá trình biến tính phải là tổng hợp của ba vector quá trình như trên hình 2.32a.



Hình 2.32a. Cân bằng Mg-S tại nhiệt độ 1500°C

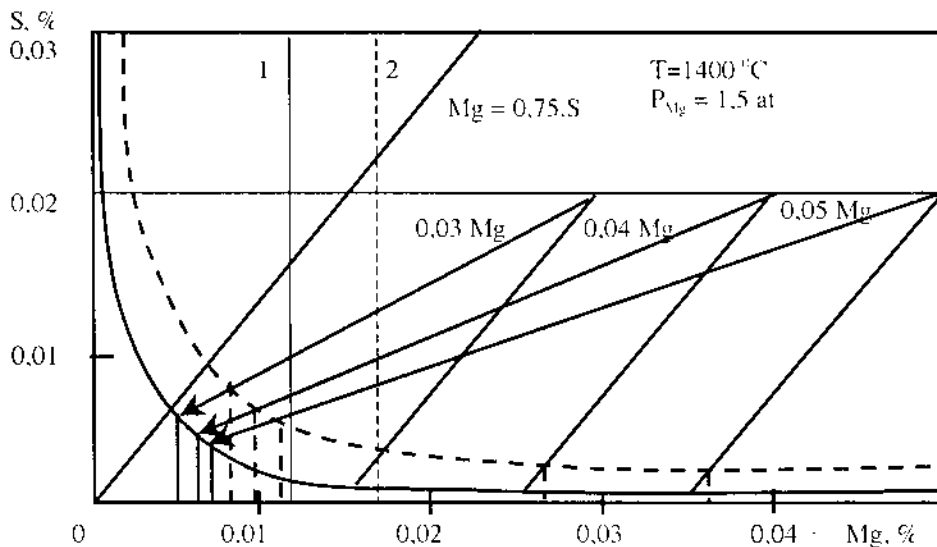
Trên hình 2.32a, đoạn OA biểu thị % Mg dư, AB - % Mg bay hơi và BC - thể hiện % Mg dùng để khử S. Xuất phát từ luận điểm về tác dụng bay hơi, hoà tan và phản ứng khử S của Mg, có thể phân tích và định lượng được ảnh hưởng của các yếu tố như nhiệt độ, áp suất và thành phần hoá học đến hàm lượng Mg dư trong gang. Hình 2.32b mô tả sự phụ thuộc của các thành phần Mg vào thành phần hoá học của gang trong điều kiện nhiệt độ 1400°C, áp suất $P = 1,5$ bar. Đường liền nét mô tả cân bằng Mg-S trong gang thường, đường đứt nét mô tả gang hợp kim. Các nguyên tố hợp kim đã đẩy đường cân bằng lên phía trên và đẩy các giá trị Mg thành phần sang bên phải.

Rõ ràng, khi hàm lượng S không thay đổi, Mg được đưa vào càng nhiều, hiệu suất sử dụng Mg càng giảm và lượng Mg bay hơi cũng càng tăng. Nếu hàm lượng S ban đầu nhỏ tới một giới hạn nào đó, sẽ không cần dùng Mg để khử S, tức là không xảy ra phản ứng khử S. Trong trường hợp này, Mg bay hơi mất khoảng 50 - 60 %.

Trường hợp $p = 5$ at, đường biểu diễn độ hoà tan của Mg tại áp suất này nằm ở bên phải điểm ban đầu, tức là Mg không bị bay hơi mà chỉ tham gia vào phản ứng khử S.

Từ những vấn đề nêu trên, có thể phân tích, giải quyết được bài toán, làm thế nào để đạt được hàm lượng Mg dư đủ để biến tính cấu hoá trong điều kiện kỹ thuật. Có ba phương án:

1. Giảm hàm lượng S ban đầu: như hình 2.32b chỉ rõ, giảm hàm lượng S ban đầu sẽ làm nâng cao hiệu suất sử dụng Mg, giảm lượng Mg dùng để khử S trong khi đó lượng Mg bay hơi nằm trong khoảng 50 - 60%. Nếu giảm S ban đầu đến mức độ nào đó thì sẽ không xảy ra phản ứng khử S.
2. Nâng cao hàm lượng Mg của chất biến tính, tức là nâng cao lượng Mg đưa vào hợp kim. Giải pháp này cũng ít hiệu quả vì tỷ lệ Mg bay hơi rất cao so với Mg hoà tan. Mặt khác nó còn gây ra tính kém hiệu quả về kinh tế.
3. Nâng cao áp suất biến tính: Giải pháp này tỏ ra hữu hiệu như thí dụ trên đã trình bày. Áp suất biến tính có thể tác dụng “chèn ép” sự bay hơi của Mg đến mức Mg không thể bay hơi được nữa, và như vậy sẽ nâng cao hiệu suất sử dụng Mg.



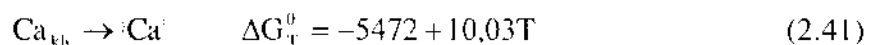
Hình 2.32b. Cân bằng Mg khí thành phần gang khác nhau

————— 3,5% C; 2,5% Si; 0,6% Mn; 0,0113% Mg
 - - - - - 3,8% C; 2,2% Si; 0,6% Mn; 0,0161% Mg; % Ni; 2% Cu; 0,5% Mo.

2.4.3.4. Hành vi của canxi trong gang lỏng

a) Hoà tan của canxi (Ca)

Canxi có nhiệt độ nóng chảy 851°C, nhiệt độ bay hơi 1434°C. Trong quá trình biến tính, canxi sẽ bị bay hơi, hơi canxi sẽ tan vào kim loại theo phản ứng:



Viết hằng số cân bằng phản ứng và biến đổi thu được :

$$\log \frac{[Ca]}{P_{Ca}} = \frac{1196}{T} - 2,192$$

$$\text{hay} \quad [Ca] = P_{Ca} \cdot 10^{\frac{1196}{T} - 2,192} \quad (3.42)$$

Tuy nhiên với gang lỏng cần phải xem xét đến ảnh hưởng của các yếu tố khác đến quá trình hoà tan của Ca. Sự ảnh hưởng ấy thể hiện qua các hệ số tương tác của các nguyên tố X đến độ hoà tan của Ca (e_{Ca}^X). Một số giá trị của hệ số tương tác:

$$\begin{aligned} e_{Ca}^{Ca} \times [Ca] &= 1 \\ e_{Ca}^C &= -34 \cdot 10^{-2} \\ e_{Ca}^{Si} &= -9,7 \cdot 10^{-2} \end{aligned}$$

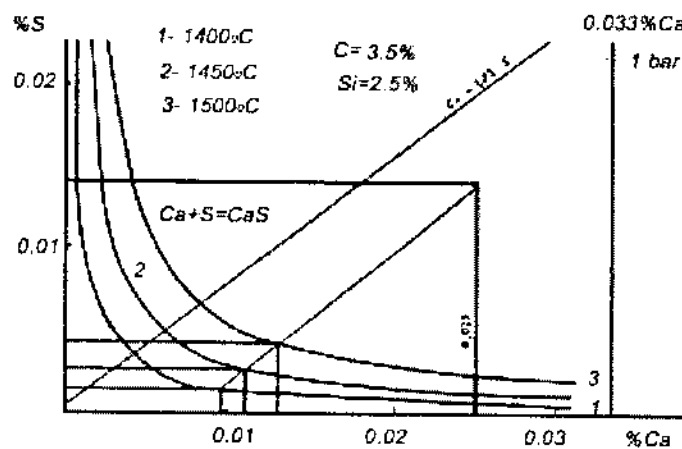
Từ phương trình (2.41) viết hằng số cân bằng của phản ứng:

$$K = \frac{a_{Ca}}{P_{Ca}} = \frac{f_{Ca} \cdot \%Ca}{P_{Ca}}$$

trong đó, hệ số hoạt độ f_{Ca} được tính theo:

$$\lg f_{Ca} = e_{Ca}^{Ca} [Ca] + e_{Ca}^C [C] + e_{Ca}^{Si} [Si]$$

Thay các giá trị K và $\lg f_{Ca}$ vào (2.42) sẽ thu được $[Ca] = 0,902\%$ tại nhiệt độ 1400°C . Hiện nay, vai trò của Ca trong chất biến tính còn đang được tranh luận nhiều. Đa số các ý kiến cho rằng, tác dụng chủ yếu của Ca chỉ đơn thuần là khử oxy và khử lưu huỳnh. Đã có những thí nghiệm chứng tỏ, nếu chỉ dùng đơn thuần



Hình 2.33. Cân bằng phản ứng Ca + S

Ca làm chất biến tính thì không thể thu được graphit cầu.

Thực nghiệm chứng tỏ rằng, khi biến tính giá trị sức căng bề mặt σ của kim loại thay đổi khá mạnh, thí dụ với graphit cấu, sức căng bề mặt mầm - lỏng σ_{M-L} sẽ tăng 2,5 lần sau khi biến tính.

b) Phản ứng khử S của canxi

Khi cho Ca kim loại vào gang lỏng, phản ứng xảy ra như sau:



$$\Delta G^0 = 336710 + 91,44 T$$

Viết hằng số cân bằng K của phản ứng và sử dụng công thức $\Delta G^0 = -RT \ln K$ và biến đổi thu được;

$$\begin{aligned} \lg |\text{Ca}| = & -17593,8 / T + 4,78 - (e_{\text{Ca}}^{\text{C}} |\text{C}| + e_{\text{Ca}}^{\text{Si}} |\text{Si}| + e_{\text{S}}^{\text{S}} |\text{S}| + \\ & + e_{\text{S}}^{\text{C}} |\text{C}| + e_{\text{S}}^{\text{Si}} |\text{Si}|) - \lg |\text{S}| \end{aligned} \quad (2.44)$$

Phương trình (2.44) được minh họa trên hình 2.33.

c) Tác dụng khử oxy của magiê và canxi



Hằng số cân bằng phản ứng:

$$\ln K = \ln \frac{a_{\text{Mg}} \cdot a_{\text{O}}}{a_{\text{MgO}}} = -\frac{31375}{T} + 8,208$$

chuyển sang logarit hệ thập phân:

$$\lg |\text{Mg}| + \lg f_{\text{Mg}} + \lg |\text{O}| + \lg f_{\text{O}} - \lg a_{\text{MgO}} = -31375 / T + 8,208 \quad (2-46)$$

Với các hệ số tương tác $e_{\text{O}}^{\text{Mg}} = -160$ và $e_{\text{Mg}}^{\text{O}} = -243$, bỏ qua những ảnh hưởng bậc cao trong tương tác giữa các nguyên tố, thay vào phương trình trên, thu được:

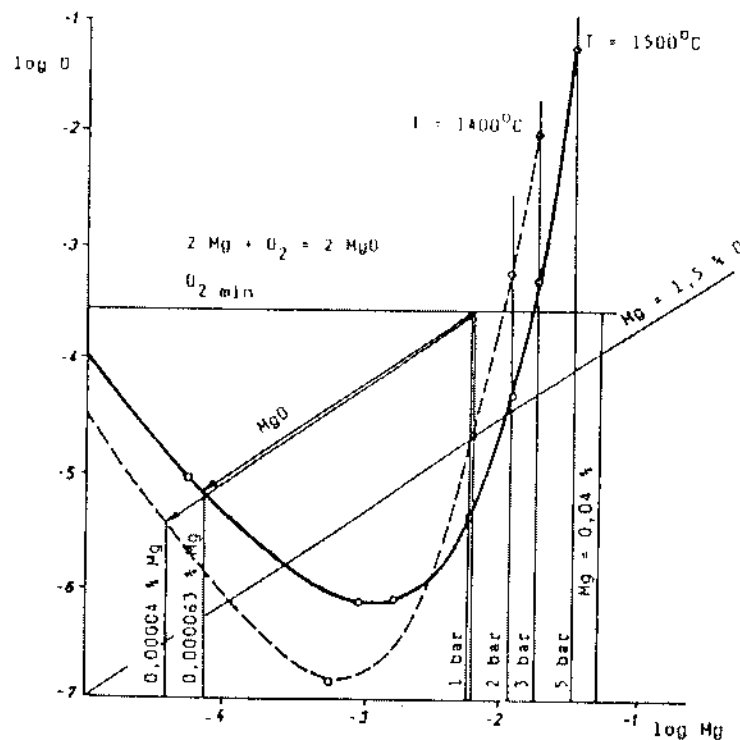
$$\lg |\text{O}| = -8,543 + \lg a_{\text{MgO}} - \lg |\text{Mg}| + 160 |\text{Mg}| + 243 |\text{O}| \quad (2-47)$$

Nếu coi $\lg |\text{O}|$ là hàm của $|\text{Mg}|$, đường biểu diễn mối phụ thuộc này được cho trên hình 2.34. Lấy đạo hàm cả 2 vế và cho đạo hàm đó = 0 :

$$\frac{\partial \lg |\text{O}|}{\partial |\text{Mg}|} = -\frac{1}{|\text{Mg}|} + 2,3 \times 160 - \frac{243 \cdot 2,3 K_{\text{MgO}}^*}{|\text{Mg}|^2} = 0 \quad (2-48)$$

Giải (2.48) ra thu được hàm lượng Mg tối ưu là $2,72 \cdot 10^{-3} \%$. Thay $|\text{Mg}|$ vào (2-47) thu được $|\text{O}|_{\min} = 2,9 \cdot 10^{-6} \%$. Điều này nói lên rằng, nếu dùng Mg để khử oxy thì

hàm lượng O_2 nhỏ nhất có thể đạt được là $2,9 \cdot 10^{-6}\%$.



Hình 2.34. Cân bằng phản ứng $Mg + O$

Phản ứng $Ca + O$

Phương trình phản ứng:



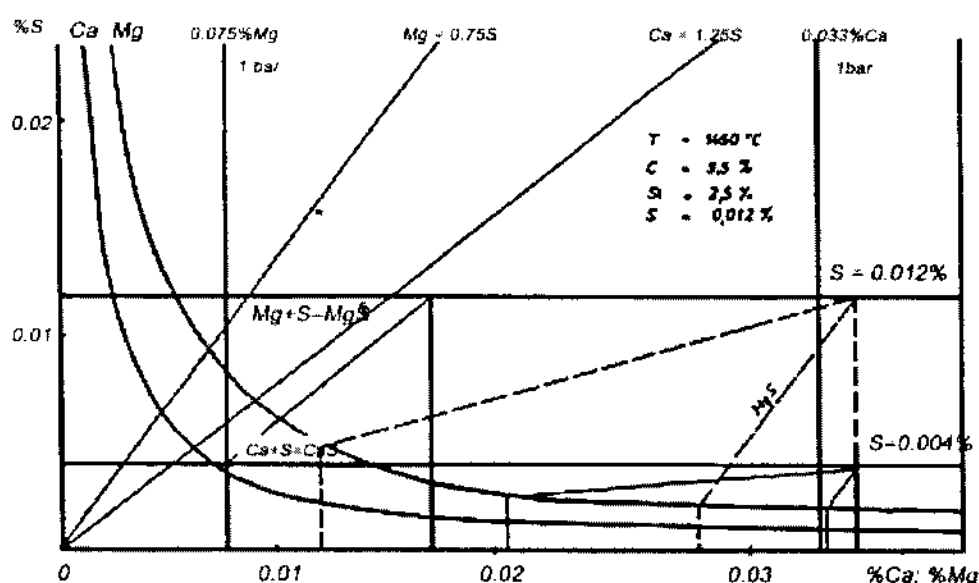
$$\Delta G^0 = -156\,060 + 37,41T \quad (2-49)$$

Viết hằng số cân bằng phản ứng và tính toán, thu được:

$$\lg K_{CaO} = \frac{[Ca][O]f_{Ca} \cdot f_O}{a_{CaO}} = -\frac{34104}{T} + 8,175 \quad (2.50)$$

Tương ứng với mỗi nhiệt độ, quan hệ (2.50) cho một quan hệ giữa nồng độ O và nồng độ Ca trong gang. Đường biểu thị mối quan hệ (2-50) tại hai nhiệt độ 1400 và $1500^\circ C$ cho trên hình 2.35. Đạo hàm $\lg [O]$ theo $[C]$ và cho đạo hàm đó bằng 0, sẽ thu

là những hợp kim trung gian chứa $Mg = 5 - 16\%$; $Ca = 1,0 - 2,5\%$, đất hiếm $= 0,5 - 1,0\%$ còn lại là silic và sắt. Nhóm hợp kim trung gian này được sử dụng rộng rãi ở khu vực Châu Âu, thí dụ : Đức, Cộng hoà Sec. Nhóm hai là những hợp kim trung gian mà thành phần chủ yếu là hợp kim loại đất hiếm (chiếm từ 10 - 100%), lượng magiê chỉ có khoảng 0 - 3%. Theo quan điểm nhiệt động học đã trình bày ở trên thì bản chất của quá trình biến tính đối với hai nhóm hợp kim trung gian này là khác nhau, do vai trò của các nguyên tố có trong hợp kim trung gian có tác dụng như thế nào đối với quá trình khử oxy, lưu huỳnh, và thay đổi sức căng bề mặt của gang lỏng.



Hình 2.36. Ảnh hưởng tổng hợp của Mg và Ca đến quá trình biến tính

3. Sau biến tính, lượng magiê và ceri dư phải đạt một giá trị nhất định thì mới có khả năng cấu hoá graphit. Để nâng cao lượng dư của các nguyên tố cấu hóa, có thể nâng cao áp suất biến tính, hạn chế quá trình cháy hao, giảm hàm lượng lưu huỳnh ban đầu... Nhiều thí nghiệm đã chứng tỏ, có thể thu được graphit có mức độ cấu hoá 95% khi hàm lượng S ban đầu 0,007% với hàm lượng $Mg_{dư}$ chỉ là 0,02%. Nói chung, với các phương pháp biến tính thông thường thì $Mg_{dư}$ phải nằm trong khoảng 0,04 - 0,06%.

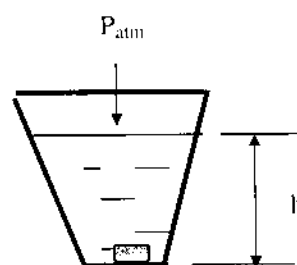
4. Việc biến tính graphit hoá có thể tiến hành đồng thời với biến tính cấu hóa. Thông thường là dùng ferrosilic $FeSi$. Để tránh hiện tượng “nhoà” biến tính graphit hoá do thời gian biến tính kéo dài, lượng chất biến tính graphit hoá được chia làm hai phần, một nửa biến tính đồng thời với chất biến tính cấu hóa, phần còn lại biến tính sau khi đã

cầu hóa. Tổng lượng dùng khoảng 0,3 - 0,5%.

5. Áp suất biến tính ảnh hưởng trực tiếp lên quá trình hoà tan của các nguyên tố cầu hoá vào gang lỏng, tổng áp suất biến tính sẽ gián tiếp làm thay đổi áp suất hơi bão hoà của Mg, do đó, cũng làm thay đổi hàm lượng Mg_{du} . Áp suất biến tính thực tế phải kể cả chiều cao cột áp kim loại trong gầu rót:

$$P_{ht} = P_{Mg} + h \cdot \rho$$

trong đó: h – chiều cao tính từ đáy gầu rót đến mặt thoáng kim loại lỏng; ρ - khối lượng riêng kim loại lỏng. Với mỗi nhiệt độ và áp suất biến tính thích hợp, nếu hàm lượng S ban đầu khá nhỏ ($< 0,01\%$), có thể tiến hành biến tính cầu hoá bằng một lượng hợp kim trung gian nhỏ, lượng Mg_{du} cũng thấp (khoảng 0,02%) mà vẫn thu được graphit hình cầu. Đây là phương pháp tạm gọi là phương pháp “biến tính sạch”. Đối với phương pháp này, công nghệ nấu luyện, thành phần mẻ liệu nấu luyện phải khống chế rất chặt chẽ. Thành phần phối liệu chủ yếu là thép vụn có hàm lượng lưu huỳnh thấp, sau đó cacbon và các nguyên tố khác được bổ sung bằng các loại fero, kể cả fero cacbon.



Hình 2.37. Áp suất biến tính thực tế

6. Đối với các phương pháp biến tính cầu hoá có các phản ứng hoá học xảy ra trong quá trình biến tính, hàm lượng lưu huỳnh cao, không hạn chế. Nếu hàm lượng lưu huỳnh ban đầu khá cao ($> 0,06\%$) thì bắt buộc phải khử lưu huỳnh sơ bộ trước khi biến tính. Hỗn hợp khử có thể dùng tổng hợp các loại oxit và muối các kim loại kiềm, thí dụ, $Na_2CO_3 + CaF_2 + CaC_2$ (đất hiếm hoặc hợp kim trung gian chứa Mg). Hiệu suất khử có thể đạt tới 50 - 60% sau một lần khử, khi có tỷ lệ thành phần bột khử thích hợp.

7. Vai trò của kim loại đất hiếm trong thành phần chất biến tính cầu hoá cũng tương tự như Mg nhưng với mức độ cao hơn do kim loại đất hiếm có ái lực với oxy và lưu huỳnh mạnh hơn nhiều. Trong hợp kim trung gian có chứa Mg, hàm lượng kim loại đất hiếm thường nhỏ hơn 0,5% để đảm bảo hiệu quả biến tính và chất lượng cầu hoá.

2.4.3.6. Đặc điểm công nghệ đúc gang cầu

a) Tính đúc

Gang cầu có độ chảy loãng tốt nhất khi cacbon đương lượng $C_{dl} = 4,5 - 4,7\%$, trong khi đó gang xám thường thì giá trị $C_{dl} = 4,2 - 4,3\%$. Trong quá trình biến tính, magiê bay hơi cũng có tác dụng tinh luyện các tạp chất phi kim như FeO, MnO, SiO_2 ... nên cũng có ảnh hưởng tốt đến độ chảy loãng của gang.

Gang cầu có độ co dài 1,5 - 2,0%, khi có biến tính chống trắng bằng FeSi thì hệ số co giảm chỉ còn 1 - 1,2%. Trong quá trình kết tinh, gang cầu có quá trình dãn nở trước co lớn hơn nhiều so với gang xám nên ít bị nứt nóng nhưng lại rất dễ bị nứt nguội do phía bên trong vật đúc có dãn nở nhưng phía bên ngoài lại có hiện tượng co. Điều này giải thích tại sao khi đúc trục cán rất hay có hiện tượng nứt dọc trục.

Gang cầu dễ tạo thành lõm co và xốp co bởi vậy, khi thiết kế công nghệ đúc phải tính đến việc bổ ngót cho vật đúc. Có thể dùng phương pháp bổ ngót trực tiếp hoặc đầu ngót bên sườn, nhưng phương pháp bổ ngót bên sườn nên ưu tiên sử dụng do việc dễ dàng khống chế được quá trình tăng thể tích do dãn nở graphit hóa.

Trong việc tính toán đầu ngót nói riêng và tính toán quá trình đông đặc nói chung, môđun đông đặc là khái niệm được dùng để thay thế cho chiều dày đông đặc. Môđun đông đặc M là tỷ số giữa thể tích và diện tích bề mặt của vật đúc:

$$M = \frac{V}{S}$$

Hình 2.39 giới thiệu một phương pháp tính toán đầu ngót bên sườn cho vật đúc bằng gang cầu. Theo phương pháp này, vật đúc có môđun M_0 thì môđun cổ đầu ngót M_C được xác định bằng quan hệ:

$$M_C = f.M_0$$

trong đó f là hệ số chọn theo đồ thị ở hình 2.38; và môđun đầu ngót: $M_N = 1,2.M_C$

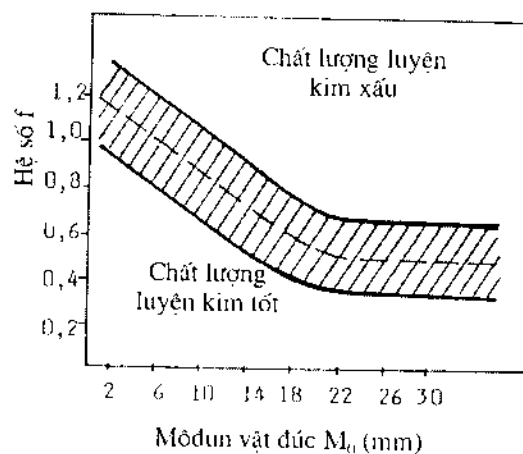
Thiết diện của cổ đầu ngót có kích thước: $a = 4.M_N$

Đường kính chân đầu ngót: $D = 5.M_N$

Trong trường hợp dùng đầu ngót hờ, thể tích đầu ngót tính theo công thức:

$$V_N = \frac{V_0.S}{X} = \frac{3}{8}\pi.D^3$$

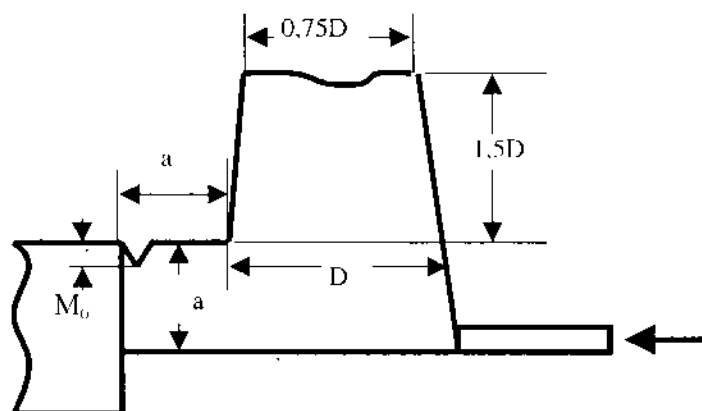
$$D = \sqrt[3]{\frac{8V_0.S}{3\pi.X}} \quad (2.51)$$



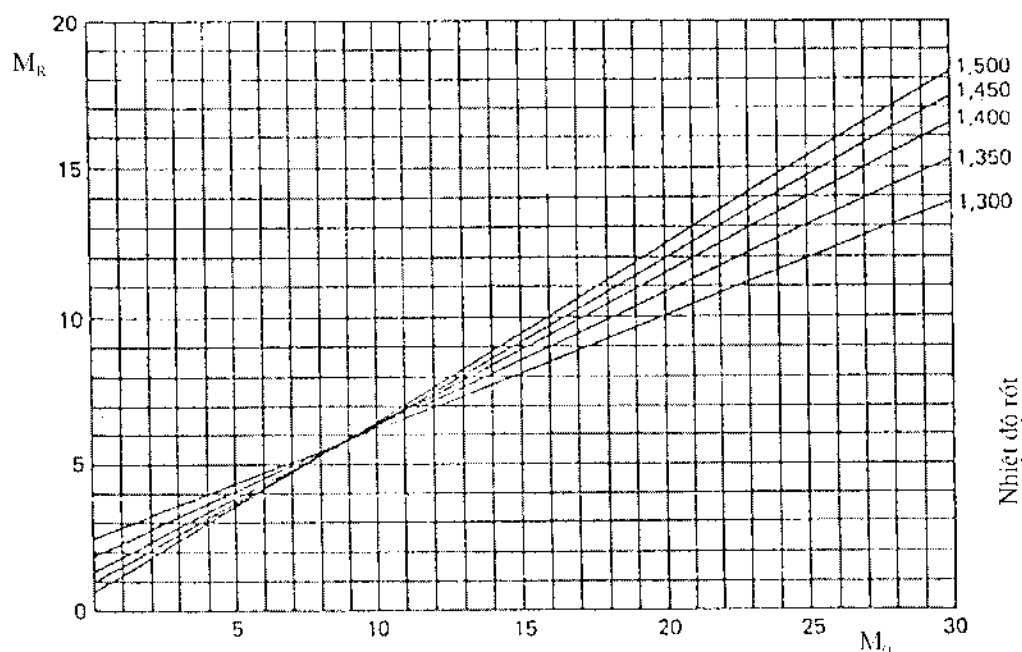
Hình 2.38. Hệ số f rút ra từ môđun vật đúc

trong đó: V_v - thể tích vật đúc, cm^3 ; S - hệ số tác dụng; X - hiệu suất sử dụng của đầu ngót, %; D - đường kính đầu ngót, cm .

Hệ số tác dụng S được hiểu như là khoảng thời gian cần thiết để đầu ngót hoạt động, đối với khuôn furan nó có giá trị 0 - 2%, với khuôn tươi, mềm thì $S = 6 - 8\%$.



Hình 2.39. Đầu ngót bên sườn



Hình 2.40. Giản đồ tính toán hệ thống rót cho vật đúc gang cầu

Hiệu suất sử dụng đậu ngót X phụ thuộc kiểu và dạng đậu ngót, thí dụ, đậu ngót hình trụ, tỷ lệ $H = 1,5.D$ thì $X = 14\%$, đậu ngót phát nhiệt, $X = 70\%$. Việc tính toán hệ thống rót cho vật đúc gang cầu cũng khác với gang xám. Hệ thống rót có nhiệm vụ bổ sung kim loại cho vật đúc và đậu ngót trong suốt thời gian kết tinh sơ cấp cho đến khi bắt đầu kết tinh cùng tinh. Hình 2.40 giới thiệu một phương pháp tính hệ thống rót cho vật đúc gang cầu bằng giản đồ. Theo phương pháp này, trước hết tính môđun vật đúc M_0 , tiếp theo là chọn nhiệt độ rót. Từ hai thông số đó, tra lược đồ sẽ xác định được giá trị môđun rãnh dẫn M_R :

$$M_R = 4 \frac{S_R}{O} \quad (2.52)$$

trong đó: S_R - diện tích của rãnh dẫn; O - chu vi rãnh dẫn; có thể chọn $S_R = (4 - 8).a^2$, trong đó a là chiều cao rãnh dẫn.

Chiều dài rãnh dẫn phải bằng 4 đến 5 lần kích thước nhỏ nhất của rãnh dẫn.

b) Tật đúc

Vết đen

Vết đen là tật đúc phổ biến, đặc trưng cho gang cầu biến tính bằng magie. Đây là những sản phẩm khử lưu huỳnh trong quá trình biến tính nhưng không được loại bỏ trong quá trình rót khuôn. Khi còn lại trong vật đúc, vết đen làm giảm cơ tính của vật đúc. Vết đen thường xuất hiện với những gang có hàm lượng lưu huỳnh ban đầu khá cao, bởi vậy, để làm giảm vết đen có thể dùng các giải pháp sau đây:

- Giảm hàm lượng lưu huỳnh ban đầu xuống càng thấp càng tốt (khoảng 0,005 - 0,01%);
- Tinh luyện gang đã cầu hoá bằng các chất tạo xỉ, thí dụ dùng các loại muối như NaCl (dùng 0,3 - 0,6%); CaO + NaCl (dùng 0,5 - 0,7%) hoặc cryolit (0,3 - 1%).

Graphit không cầu.

Graphit không cầu hay mức độ cầu hoá thấp do các nguyên nhân chính sau đây:

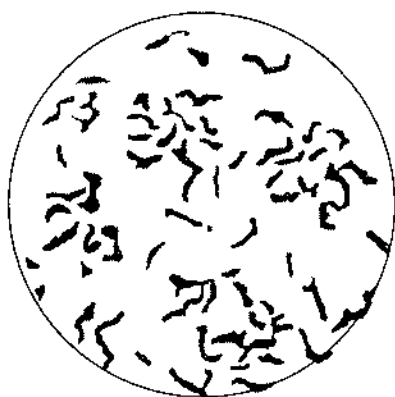
- Hàm lượng lưu huỳnh ban đầu quá cao.
- Lượng chất biến tính chưa đủ lớn để gây ra các phản ứng khử oxy, lưu huỳnh và làm thay đổi sức căng bề mặt của gang lỏng. Thí dụ: lượng dùng chất biến tính ít hơn so với tính toán; phương pháp biến tính kém hiệu quả; giữ nhiệt lâu; thời gian rót kéo dài...
- Tinh luyện sau biến tính quá nhiều và quá lâu, làm giảm hiệu quả biến tính.

Đòi hỏi phải phân tích kỹ càng các nguyên nhân, dùng các biện pháp tổng hợp để loại bỏ các nguyên nhân gây tật graphit không cầu.

2.4.4. Gang giun

Gang giun là loại gang có graphit dạng con giun đất tức là các mép và đỉnh của tấm graphit có dạng cầu (giống graphit cầu). Đặc trưng của graphit giun là graphit dạng xoắn, ổn định kích thước và đồng nhất về dáng tức là độ cong. Khi quan sát mẫu gang giun dưới kính hiển vi quang học dễ dàng thấy, cùng với graphit cầu riêng rẽ, graphit có đặc trưng rất riêng: tấm ngắn, hơi dày, đầu tù hoặc hình cầu, ít phân nhánh và phân bố hỗn độn trên nền gang (hình 2.41). Tuy nhiên, khi nghiên cứu riêng rẽ graphit trong gang được biến tính bằng các hợp kim trung gian khác nhau thì nét đặc trưng của graphit cũng có khác nhau.

Hợp kim trung gian FeSiMg cho một loại graphit hỗn hợp. Bên cạnh những tinh thể graphit mỏng, cong và nhọn còn có các tinh thể graphit dạng vón cục và những mẫu tách rời từ chúng có dạng cầu. Có cả những tấm graphit đầu này nhọn, đầu kia hình cầu và có mẫu hình nấm. Về thực chất đây là những tinh thể graphit có độ cong khác nhau. Tuy nhiên, dùng magiê là chất biến tính lại có nhược điểm. Trước hết công nghệ đưa magiê vào gang lỏng là khá phức tạp, hơn nữa, lượng magiê dư để giun hoá lại nằm trong một khoảng hẹp (0,015 - 0,02%). Khi hàm lượng magiê không đủ sẽ làm hình thành graphit điểm giữa các nhánh cây, cơ tính gang giảm đột ngột, có thể còn thấp hơn cả gang xám.



Hình 2.41. Hình dáng và hình thái học graphit trong gang giun

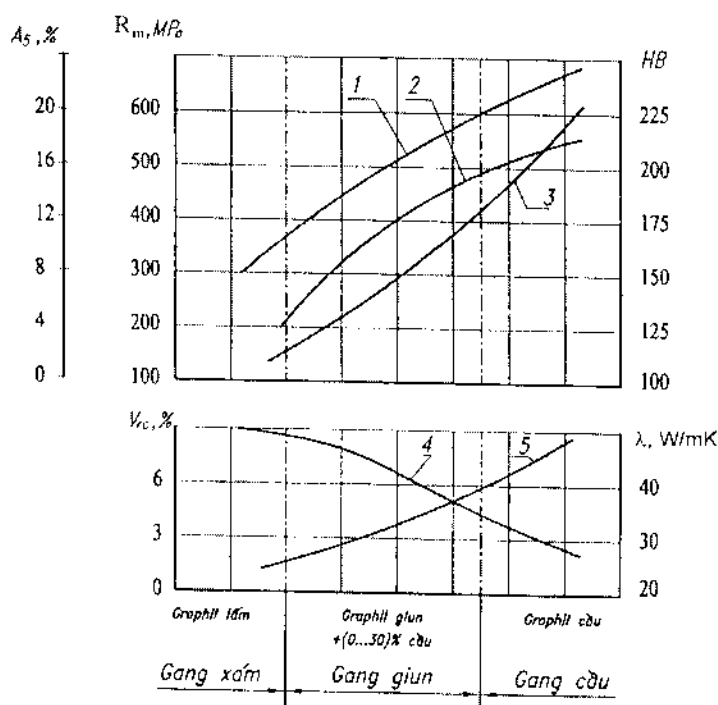
Cũng hợp kim trung gian FeSiMg nhưng có thêm 0,2% Ti thì lại cho một loại graphit hoàn toàn khác: phần lớn là các tấm graphit có kích thước ngắn, dày, đầu tù hoặc hình tròn và còn có một ít graphit dạng cụm hoặc hình cầu. Loại hợp kim trung gian này cho kết quả biến tính khá ổn định.

Hợp kim trung gian FeSiĐất hiếm lại cho kiểu graphit khác: graphit tấm phân nhánh nhiều và có những vấp nhỏ hình tròn và còn có cả một ít graphit cầu hoàn toàn. Công nghệ biến tính bằng hợp kim trung gian loại này có ưu điểm hơn cả. Hợp kim trung gian có nhiệt độ nóng chảy cao nên ít sinh khói bụi, không nổ, hiệu suất sử dụng chất biến tính cao, sản xuất ổn định hơn. Một ưu điểm đặc biệt là có thể nhận được graphit giun ngay cả khi hàm lượng lưu huỳnh ban đầu khá cao (đến 0,1%), hiển nhiên khi đó phải dùng lượng chất biến tính nhiều hơn. Nhược điểm của loại hợp kim trung gian này là gang dễ bị biến trắng. Bởi vậy việc biến tính graphit hoá lần 2 là bắt buộc.

Các nghiên cứu về hình thái học graphit trong các loại gang giun đều cho thấy các vùng graphit giun về kiến trúc vi mô không khác nhiều so với graphit tấm. Trên biên của vùng graphit giun có sự chuyển thành graphit cầu một cách đột ngột mà không phá vỡ tính liên tục của tinh thể graphit. Khi đó đường kính của tinh thể graphit cầu lớn vượt chiều dày của đầu graphit mẹ. Quá trình hình thành graphit giun vừa mang đặc điểm hình thành cấu trúc phân lớp - bloc như graphit tấm lại vừa mang đặc điểm phân lớp đồng tâm của graphit cầu. Những tấm dày đan chéo nhau, cong và có thiết diện thay đổi, ở cuối là các bán cầu được hình thành bởi sự mất dần sự liên hệ trực tiếp với gang lỏng và sự phát triển tiếp theo là do khuếch tán cacbon qua vỏ austenit.

Đặc điểm cấu tạo graphit trong gang giun nằm ở khoảng trung gian giữa graphit tấm và graphit cầu, gang giun chỉ hội tụ đầy đủ các tính chất công nghệ và tính năng sử dụng khi trọng tổ chức của gang phải có trên 80% graphit giun, còn lại là graphit cầu, không cho phép có graphit tấm. Bởi vậy, việc tìm ra một công nghệ ổn định sản xuất gang giun theo yêu cầu thực sự không đơn giản.

Thành phần hoá học của gang ban đầu để biến tính gang giun được chọn giống như gang cầu. Cacbon đương lượng C_{dl} tốt nhất lấy trên 4,3%, trong đó hàm lượng cacbon nằm trong khoảng 3,2 - 3,8%. Silic lấy 1,5 - 2,8% tùy thuộc vào chiều dày thành vật đúc, thành càng dày thì silic càng ít. Hàm lượng mangan lấy khoảng 0,2 - 0,8% phụ thuộc vào tổ chức nền của gang như thế nào sau khi đúc. Hàm lượng lưu huỳnh có thể nằm trong dải rộng hơn so với gang cầu nhưng tốt nhất không nên lấy giá trị lớn hơn 0,03%.



Hình 2.42. Hình dáng graphit và tính chất của gang:

1-độ bền R_m ; 2-độ giãn dài A_s ; 3- độ cứng HB; 4- hệ số dẫn nhiệt λ ; 5- thể tích rỗ co.

Thực chất của quá trình biến tính giun hoá graphit là quá trình cấu hoá chưa hoàn chỉnh (cấu hoá thiếu). Các phương pháp biến tính cũng giống như biến tính cấu hoá. Cái khác ở đây chính là hợp kim trung gian và hàm lượng của chúng. Có hai cách để giun hoá graphit. Một là, biến tính bằng các nguyên tố cấu hoá nhưng hàm lượng nhỏ, hai là, dùng chất biến tính cấu hoá đồng thời với chất phản cấu như titan, nhôm... Hàm lượng còn lại của các nguyên tố biến tính giun hoá trong gang có thể tham khảo theo bảng 2.10 dưới đây.

Bảng 2.10. Thành phần một số hợp kim trung gian

Loại hợp kim trung gian	Mg _{th} , %	Cc _{th} , %	Ti, %
FeSiMg	0,015 - 0,023	-	-
Mismetal	-	0,02 - 0,06	-
FeSiMgTi	0,01 - 0,025	-	0,1 - 0,25

Gang giun có cơ tính gần bằng gang cầu nhưng tính chất lý học và tính đúc gần như gang xám nên hiện nay nó được sử dụng khá rộng rãi để sản xuất các chi tiết chịu

lực và chịu nhiệt như nắp và bloc xi lanh, sec măng và phanh cho tàu hỏa, các chi tiết chịu va đập nhiệt như khuôn đúc thổi và ống xả ô tô...

2.4.5. Gang dẻo

a) Đặc điểm về tính chất và thành phần hoá học

Gang dẻo là gang có graphit ở dạng cụm hay còn gọi là dạng quả bông được hình thành trong quá trình ủ gang trắng. Tổ chức tế vi của gang dẻo gồm graphit cụm và nền có thể là ferit, ferit-peclit hoặc peclit.

Tuy gang dẻo chỉ chiếm 3 - 5% tổng sản lượng hợp kim đúc và đang bị gang cầu cạnh tranh nhưng có nhiều chi tiết mà nếu dùng gang dẻo vẫn có hiệu quả hơn, thí dụ, các chi tiết như trong ngành chế tạo ô tô, máy kéo, toa xe, máy dệt, máy nông nghiệp...

Quá trình chế tạo gang dẻo phải qua hai bước: bước thứ nhất, đúc ra vật đúc bằng gang trắng ít cacbon; bước hai, ủ vật đúc theo một quy trình bắt buộc để tạo ra graphit cụm hình quả bông.

Công nghệ nấu đúc vật đúc bằng gang trắng rất phức tạp, phải đảm bảo tổ chức của gang hoàn toàn trắng, không có graphit. Muốn vậy, phải khống chế thành phần C+Si thấp, thành vật đúc không được quá dày, thông thường chỉ nên dùng cho những vật đúc có chiều dày dưới 1 cm. Với điều kiện như vậy thì công nghệ nấu luyện rất khó khăn, gang co nhiều, dễ sinh co ngót và nứt, khó đúc. Mặt khác, do phải ủ graphit hoá nên tiêu tốn nhiên liệu, thời gian chế tạo kéo dài, hiệu quả kinh tế thấp.

Gang dẻo được ký hiệu bằng hai chữ viết tắt GD kèm theo hai số chỉ độ bền kéo tính theo daN/mm² và tỷ lệ giãn dài tính theo %, thí dụ: GD 40-3 có nghĩa là gang này có độ bền kéo là 40 daN/mm² và tỷ lệ giãn dài là 3%.

Có hai cách phân loại gang dẻo. Theo cách gọi cũ gang dẻo được chia làm hai loại: gang dẻo tâm trắng và gang dẻo tâm đen.

Gang dẻo tâm đen. Trên mặt gãy của gang có màu sẫm sắc màu như nhung đen, có một lớp viền mỏng xung quanh là màu sáng do hiện tượng thoát cacbon khi ủ. Thành phần cacbon ban đầu thấp, nhỏ hơn 2,7%. Gang này được ủ trong môi trường trung tính (ủ graphit hóa). Sau khi ủ, gang có tổ chức đồng đều: ferit và graphit dạng quả bông. Gang dẻo tâm đen có độ cứng nhỏ, độ dẻo cao, độ dai va đập và độ giãn dài cao. Gang này được dùng nhiều trong công nghiệp.

Gang dẻo tâm trắng. Mặt gãy của gang có màu sáng do trong quá trình ủ, cacbon trong gang bị cháy nhiều. Loại gang này có hàm lượng cacbon cao hơn, khoảng

2,8 - 3,4% và được ủ trong môi trường oxy hoá hay còn gọi là ủ thoát cacbon. Sau khi ủ gang có tổ chức peclit hoặc peclit-ferit, cacbon graphit dạng quả bông. Từ ngoài vào trong, tổ chức vật đúc không đồng đều do hiện tượng cacbon khuếch tán chậm trong quá trình ủ. Gang dẻo tâm trắng kém dẻo hơn gang dẻo tâm đen nhưng lại có độ bền và khả năng chống ma sát tốt hơn.

Theo cách phân loại hiện nay, gang dẻo được gọi tên theo nền kim loại cơ sở, thí dụ, gang dẻo ferit, gang dẻo peclit... Hiện nay đang dùng một số loại gang dẻo sau đây:

Gang dẻo ferit: GD 30-6; GD 33-8; GD 35-10; GD 37-12

Gang dẻo ferit-peclit: GD 40-3; GD 35-4; GD 30-3

Gang dẻo peclit: GD 40-3; GD 40-10; GD 45-3;

GD 50-2, GD 50-5; GD 56-4;

GD 60-3; GD 63-2; GD 75-3.

Thành phần hoá học của gang dẻo

Cacbon và silic là hai nguyên tố chủ yếu được khống chế chặt chẽ, yêu cầu không được sai khác quá 0,1%. Muốn chế tạo gang dẻo có độ bền cao, cần hạ thấp hàm lượng cacbon xuống còn khoảng 2,3 - 2,8%, thậm chí còn dưới 2% khi chế tạo trực khuy bằng gang dẻo. Lượng silic phụ thuộc vào chiều dày thành vật đúc và nằm trong khoảng 0,8 - 1,7%. Xu hướng nên nấu ra gang có hàm lượng cacbon thấp nhưng silic cao để gang có cơ tính tốt nhưng thời gian ủ được rút ngắn, thí dụ, với gang dẻo ferit chất lượng cao, tổng C + Si không được vượt quá 3,7 - 3,8%.

Mangan cần có đủ để trung hoà hết tác hại của lưu huỳnh trong gang và thường lấy theo công thức $Mn = 2S + 0,2\%$. Nếu sản xuất gang dẻo peclit hạt thì hàm lượng Mn có thể lên đến 1,0 - 1,2%.

Lưu huỳnh có thể lên đến 0,08 - 0,2% nhưng phải đảm bảo theo quan hệ với Mn nói ở trên.

Photpho càng thấp càng tốt và nên nhỏ hơn 0,1 - 0,12% để đảm bảo gang có độ dai va đập tốt ở nhiệt độ cao.

b) Biến tính và hợp kim hoá gang dẻo

Với mục đích rút ngắn thời gian ủ và nâng cao cơ tính của gang dẻo, vẫn có thể dùng các nguyên tố biến tính và hợp kim hóa. Biến tính gang dẻo có tác dụng rút ngắn thời gian ủ và ngăn cản quá trình graphit hoá khi đúc (chống xám), thí dụ, một lượng

nhỏ B, Bi hoặc Sb có thể làm cho vật đúc có thành dày 100 mm bị trắng hoàn toàn nhưng không làm ảnh hưởng gì đến quá trình graphit hoá khi ủ gang.

Bảng 2.11. Một số nguyên tố biến tính và tác dụng.

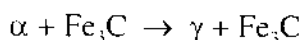
Nguyên tố	Tác dụng	Lượng dùng (%)
Al	Rút ngắn chu kỳ ủ	0,015 - 0,03Al
Bi + B	Chống xám	0,002 - 0,004Bi
Bi + Al	Rút ngắn chu kỳ ủ	0,002 - 0,004Bi
Bi + B + Al	Rút ngắn chu kỳ ủ, tạo graphit dày đặc và đồng đều tổ chức trên toàn thiết diện	0,015 - 0,03Al
Sb + Bi	Rút ngắn chu kỳ ủ, giảm ảnh hưởng xấu của Cr	0,002 - 0,004B
Sb + B + Al	Rút ngắn chu kỳ ủ, Sb chống xám.	0,002 - 0,004B
Mg	Rút ngắn chu kỳ ủ, tạo graphit ủ hình cầu	0,2 - 0,5%

Các nguyên tố hợp kim hoá trong gang dẻo có tác dụng tăng tốc độ khuếch tán của cacbon, rút ngắn thời gian ủ, tăng bền cho nền kim loại. Đáng kể nhất là việc dùng phối hợp các nguyên tố crom, niken và đồng. Niken và đồng có tác dụng tăng tốc độ khuếch tán của cacbon, rút ngắn thời gian ủ. Dùng 1,5 - 1,7 %Cu có thể rút ngắn thời gian ủ khoảng 30% và tăng độ bền gang dẻo. Tuy crom có tác dụng kéo dài thời gian ủ nhưng vẫn dùng Cr để hợp kim hoá gang dẻo trong trường hợp gang cần những tính năng đặc biệt, thí dụ, bền cao, chịu mài mòn, chịu nhiệt... Lượng dùng crom thông thường nhỏ hơn 0,1%. Trong trường hợp dùng phối hợp với niken hoặc đồng thì hàm lượng crom có thể lên đến 1%. Thí dụ một loại gang dẻo chống ma sát: 2,4 - 2,7 %C; 1,0 - 1,4 %Si; 1,0 - 1,5 %Mn; 0,08 - 0,1 %P; 0,08 - 0,15 %S; < 0,07%Cr; 1%Cu.

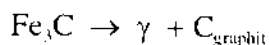
Đặc điểm quá trình graphit hoá gang trắng khi ủ

Trong quá trình chế tạo gang dẻo, việc đúc ra gang trắng hoàn toàn là khâu quan trọng nhất cho việc thành công hay thất bại của công nghệ này. Khâu thứ hai cũng không kém phần quan trọng là quá trình nhiệt luyện. Nhiệt luyện gang dẻo chiếm rất nhiều thời gian, tốn nhiều nhiên liệu và nó là khâu quyết định tổ chức của gang dẻo. Mục đích của quá trình ủ gang trắng thành gang dẻo là phân giải xementit tự do và cả ở trong peclit để tạo ra graphit dạng bông. Quá trình ủ gang dẻo ferit có 5 bước, hình 2.43.

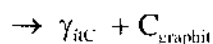
Bước t_1 : Bước nung nóng hay bước chuẩn bị cho quá trình graphit. Vật đúc được nung đến 950 - 980°C để toàn bộ nền kim loại chuyển thành austenit .



Bước t_2 : Giữ nhiệt ở nhiệt độ cao để phân hủy xementit cùng tinh, graphit lớn lên:

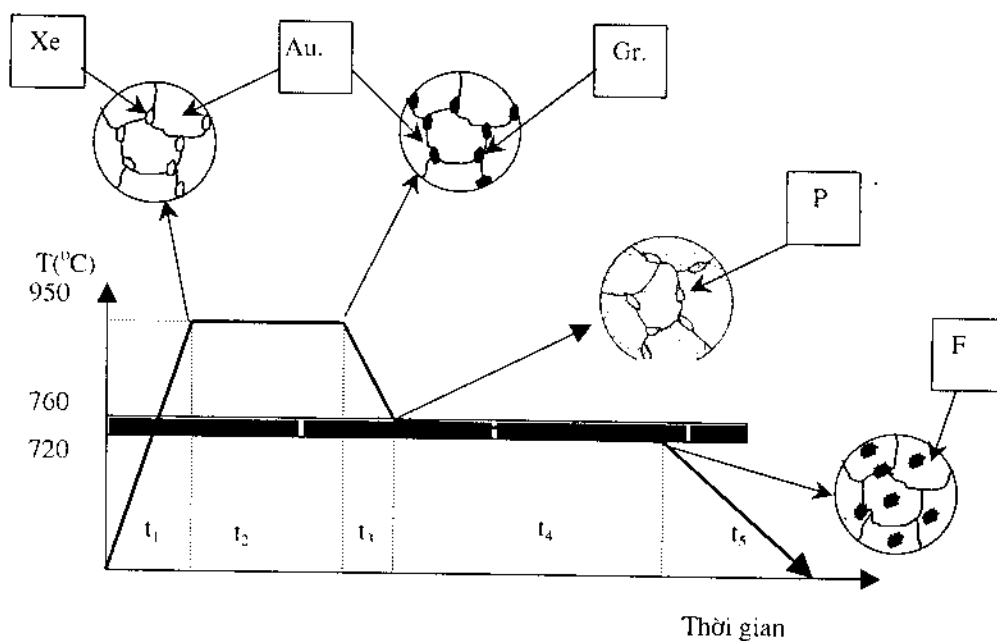


Bước t_3 : Austenit tiếp tục tiết ra cacbon graphit dư để graphit tiếp tục phát triển thêm:



Bước t_4 : Phân hoá xementit cùng tích, tạo ra ferit: Peclit $\rightarrow \alpha + \text{C}_{\text{graphit}}$

Bước t_5 : Làm nguội xuống nhiệt độ thường.



Hình 2.43. Qui trình ủ gang dẻo ferit

Chế độ ủ gang dẻo peclit

Chế độ ủ gang dẻo peclit khác với ủ gang dẻo ferit ở những điểm cơ bản sau:

- Bước t_4 là bước quyết định cho việc có tạo thành tổ chức peclit hay không. Bỏ hẳn bước này sẽ nhận được gang dẻo nền hoàn toàn peclit, nếu rút ngắn khoảng thời gian t_4 gang sẽ có nền ferit-peclit, độ dẻo kém hơn nhưng độ bền, độ cứng cao hơn so với gang dẻo ferit. Muốn nhận được peclit hạt, phải đảm bảo hai yêu cầu, một là, tăng hàm lượng mangan lên 1,0 - 1,2%, hai là, kéo dài khoảng thời gian t_4 trong khoảng

20 - 30 giờ. Gang dẻo peclit có một đặc điểm quan trọng là có thể nhiệt luyện để tăng bền như đối với thép.

Hình dáng graphit phụ thuộc rất nhiều vào thành phần hoá học của gang. Gang có thành phần thông thường như đã đề cập ở trên thường có graphit dạng quá bông. Khi hàm lượng $S/Mn > 1$ và có thêm một ít magiê thì graphit sẽ có dạng hình cầu nhưng độ dai va đập bị giảm mạnh. Các nguyên tố crom, mangan, telua ảnh hưởng xấu đến hình dạng graphit vì các nguyên tố này thúc đẩy quá trình hình thành graphit tấm. Nhiệt độ nung quá 1000°C cũng dễ tạo graphit tấm tuy rằng thời gian ủ có thể giảm đi chút ít.

Công nghệ chế tạo gang dẻo đang ngày càng được hoàn thiện và hướng phấn đấu chủ yếu của công nghệ này là giảm thời gian ủ. Nếu như trong những thập kỷ 60 của thế kỷ trước, thời gian ủ một mẻ gang dẻo có thể kéo dài đến 120 giờ thì ngày nay đã có thể giảm xuống 24 - 27 giờ bằng các công nghệ tiên tiến và tổng hợp. Những biện pháp sau đây có thể áp dụng để rút ngắn thời gian ủ.

- Tăng hàm lượng silic trong gang. Hàm lượng silic có thể tăng đến 1,4 - 1,5% đối với gang ferit; 1,6 - 2,0% đối với gang peclit, nhưng bắt buộc phải dùng đồng thời biện pháp biến tính gang bằng các nguyên tố chống xám như bo, titan, telua. Việc bổ sung silic nên dùng các loại fero mà không nên dùng nhiều gang thỏi để ngăn ngừa hiện tượng xám hoá khi kết tinh. Biện pháp nâng cao hàm lượng silic cũng không được áp dụng một cách tùy tiện vì khi đó silic sẽ tan trong ferit làm giảm độ dai va đập của gang.

- Dùng (0,005 - 0,03)% Al hoặc (0,05 - 0,12)% Ti để biến tính gang lỏng nhằm làm giảm ảnh hưởng xấu của nitơ và oxy. Nên biến tính kèm với Bi hoặc B hoặc Sb thì hiệu quả còn tốt hơn nhiều.

- Xử lý nhiệt trước khi ủ là những biện pháp nhằm tăng số lượng mầm graphit cho quá trình ủ sau này. Biện pháp thứ nhất, nung vật đúc đến $350-400^{\circ}\text{C}$ trong khoảng 2 giờ, nung tiếp lên 600°C trong khoảng thời gian ngắn rồi làm nguội trong không khí, sau đó mới tiến hành ủ gang dẻo; biện pháp thứ hai, ở giai đoạn t_1 , giữ nhiệt ở $350 - 400^{\circ}\text{C}$ trong khoảng 2-4 giờ rồi nung tiếp lên nhiệt độ của bước graphit hoá lần 1; biện pháp thứ ba, tôi gang trắng trong dầu để tạo nền mactenxit. Chuyển biến mactenxit cũng tạo điều kiện cho việc hình thành graphit trong quá trình ủ sau này. Biện pháp này chỉ có thể áp dụng cho những chi tiết đơn giản vì gang trắng rất dễ nứt khi tôi.

- Làm nguội nhanh vật đúc khi đúc để tạo cacbit nhỏ mịn đối với gang có hàm lượng C+Si cao. Thông thường dùng phương pháp đúc trong khuôn kim loại.

Ngày nay vấn đề rút ngắn thời gian ủ, nâng cao chất lượng gang dẻo đang được nhiều nhà khoa học quan tâm. Ngoài những biện pháp như biến tính, hợp kim hoá thì

việc hoàn thiện quá trình ủ cũng rất quan trọng, thí dụ, các biện pháp xử lý nhiệt ở giai đoạn 1, giai đoạn 4.

Kỹ thuật ủ gang dẻo

Ủ thoát cacbon. Đây là chế độ ủ để sản xuất gang dẻo tâm trắng. Trong quá trình ủ, cacbon ở mặt ngoài vật đúc sẽ bị đốt cháy dần do môi trường ủ mang tính oxy hóa, thí dụ: $C + CO_2 = 2CO$; hoặc cũng có thể dùng quặng sắt chèn xung quanh vật đúc để tạo môi trường oxy hóa. Do đặc tính thoát cacbon nên vật đúc ban đầu không được chứa graphit vì graphit đã sinh ra rất khó hoà tan trở lại để khuếch tán ra ngoài, bởi vậy cần phải khống chế hàm lượng silic trong gang dẻo tâm trắng. Cũng do đặc tính thoát cacbon nên nhiệt độ nung cũng phải cao hơn (khoảng 1020 - 1050°C), thời gian nung cũng dài hơn (khoảng vài ngày). Nhiệt độ cao làm cho phản ứng thoát cacbon dễ dàng hơn nhưng lại làm cho gang bị oxy hoá một lớp dày hơn. Giai đoạn graphit thường làm nguội chậm, kéo dài khoảng 20 - 25 giờ nhằm mục đích đồng đều hàm lượng cacbon giữa các phần trong và ngoài vật đúc.

Ủ graphit hoá

Công nghệ ủ graphit hoá đơn giản hơn và thời gian ủ ngắn hơn vì có thể nâng cao hàm lượng silic trong gang. Môi trường ủ là môi trường trung tính. Để đảm bảo cho vật đúc không bị cong vênh, thường xếp vật đúc vào trong các thùng ủ rồi chèn cát khô xung quanh. Việc chèn cát cũng có nhược điểm là kéo dài thời gian ủ do có quá trình truyền nhiệt thông qua lớp cát khô, khó điều khiển nhiệt độ một cách chính xác.

Ngày nay công nghệ sản xuất gang dẻo đã có nhiều tiến bộ vượt bậc. Việc nấu ra gang hoàn toàn trắng đã thuận lợi hơn do dùng các loại lò điện. Lò nung đã có loại lò dùng điện năng, được tự động hoá trong việc khống chế nhiệt độ với độ chính xác cao, thích hợp cho mọi công nghệ ủ, kết cấu lò hợp lý nên hiệu quả kinh tế được cải thiện, thí dụ, không gian lò kín, cách nhiệt tốt, môi trường lò có thể điều khiển được... Mặt khác, việc hoàn thiện quy trình ủ cũng đã được chú ý nhiều để rút ngắn thời gian ủ, nâng cao chất lượng gang.

2.4.6. Gang hợp kim

Gang xám, gang cầu và gang dẻo là các loại gang chỉ làm việc ở điều kiện thông thường, trong trường hợp đòi hỏi phải làm việc trong các điều kiện khắc nghiệt như làm việc ở nhiệt độ cao, chịu ăn mòn, chịu mài mòn thì bắt buộc phải dùng gang hợp kim mới đáp ứng được các tính năng làm việc đó. Thông thường dùng 4 nguyên tố crom, niken, silic và đồng để hợp kim hoá gang. Việc dùng các nguyên tố này làm vai trò hợp

kim hoá như thế nào còn phụ thuộc vào mức độ yêu cầu về các tính năng làm việc của chi tiết đúc và thông thường là nền dùng phối hợp các nguyên tố nói trên.

a) Gang crom

Hiện nay, phần lớn các chi tiết làm việc trong điều kiện ăn mòn, mài mòn đều được chế tạo bằng gang crom. Hàm lượng crom trong gang nằm trong khoảng 12 - 35%. Gang chứa 12 - 20%Cr gọi là gang crom trung bình, hàm lượng Cr > 20% gọi là gang crom cao.

Trong hợp kim Fe-C, crom được phân bố trong dung dịch rắn và cacbit. Đối với gang thép chịu ăn mòn, hàm lượng Cr trong dung dịch rắn dạng ferit không nhỏ hơn 12%. Con số 12 cũng là giới hạn đặc biệt khi nghiên cứu tính chất của gang thép có chứa 12% Mn hoặc 12% Si và trong luyện kim gọi là “con số chủ đạo”. Nếu tăng hàm lượng cacbon thì hàm lượng crom cũng tăng theo để đảm bảo hình thành các loại cacbit khác nhau. Thí dụ, để tạo thành cacbit $(Fe, Cr)_7C_3$ thì phải có quan hệ: $C = (Cr-12)/10$ hoặc tạo thành cacbit $(Fe, Cr)_4C$ phải có quan hệ $Cr/C=17$. Như vậy, tỷ lệ Cr/C là tiêu chí vô cùng quan trọng để đánh giá tính chất và tổ chức của gang crom cao.

Trong dung dịch rắn, crom hoà tan và hình thành các pha α và γ biến thể. Cacbit crom có thành phần dao động trong khoảng rộng từ M_3C (chứa 15%Cr); M_7C_3 (chứa 36% Cr) đến $M_{23}C_6$ (chứa 70% Cr). Khi hàm lượng cao, crom còn tan trong xementit để hình thành xementit hợp kim. Điều kiện để hình thành xementit hợp kim chính là tỷ lệ Cr/C đã nói ở trên.

Theo cấu trúc, có thể xếp gang crom vào loại gang trắng. Sự khác nhau cơ bản của cấu trúc chính là cùng tinh ledeburit. Bởi vậy, thành phần hoá học của gang cần chọn sao cho gang có thành phần cùng tinh hoặc trước cùng tinh yếu để khi kết tinh, tổ chức của gang không có cacbit sau cùng tinh vì cacbit sau cùng tinh rất thô to làm cho gang giòn và có cơ tính thấp. Gang crom cùng tinh có khả năng chịu mài mòn tốt hơn cả vì tổ chức của nó bao gồm austenit và cacbit M_7C_3 . Hình dáng của cacbit trong gang phụ thuộc rất nhiều vào thành phần hoá học của gang: ở gang trước cùng tinh mạnh, cacbit cùng tinh có dạng khá dài và không có quy tắc nào cả; ở gang trước cùng tinh yếu, cacbit có dạng tấm vụn. Khi nguội nhanh, cacbit kết tinh có hướng vuông góc với bề mặt kết tinh làm cho gang chịu mài mòn tốt hơn.

Khi tan trong gang, crom sẽ tạo thành một lớp màng mỏng oxyt crom trên bề mặt vật đúc rất ổn định nên chịu ăn mòn rất tốt trong môi trường oxy hoá mạnh. Hiệu quả hơn cả là gang chứa crom tồn tại dưới dạng dung dịch rắn mà không có cacbit, thí dụ gang 33% Cr +1% C cũng đủ hình thành dung dịch rắn hoà tan của crom và chịu được axit nitric 10% tương đương với thép không gỉ.

Cacbon là nguyên tố làm giảm khả năng chịu nhiệt của gang ở nhiệt độ cao, nhiệt độ đường lỏng giảm từ 1400°C xuống 1350°C khi lượng C tăng từ 1,5% lên 2,0%. Đặc biệt với gang crom cao, khi hàm lượng C trên 3% thì quá nửa các chi tiết làm việc ở nhiệt độ cao xuất hiện hiện tượng nứt lớp. Việc chọn thành phần của gang có thể dựa vào đồ thị hình 2.44.

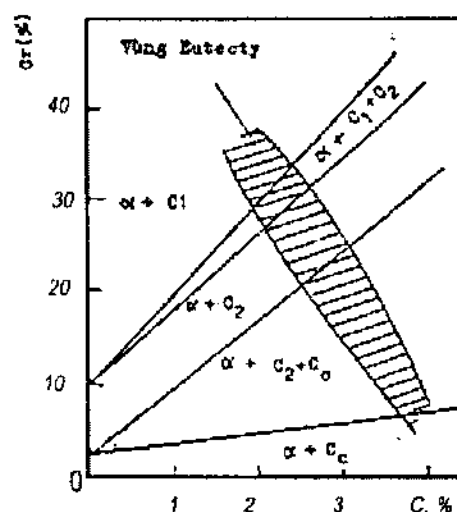
Silic có ảnh hưởng tốt tới tính chịu nhiệt của gang crom trung bình. Tuy nhiên silic làm cho gang crom dễ bị nứt, nên thành phần cũng không được vượt quá 3%. Gang crom có chứa silic làm việc tốt trong môi trường oxy hoá, trong môi trường hoàn nguyên và hơi nước thì tác dụng chống ăn mòn giảm đi rất nhiều.

Hàm lượng Mn trên 1% sẽ làm cho gang crom dễ bị nứt nóng và tăng độ nhạy cảm va đập nhiệt và làm giảm tính đúc của gang. Lượng dùng Mn khoảng 0,5 - 0,6%.

Gang crom được niken hoá sẽ có cơ tính, độ chịu nhiệt, và điện trở tăng một cách đáng kể. Gang này được dùng rộng rãi cho các thiết bị nung nóng. Độ bền lâu của gang không thua kém các mác thép nổi tiếng (175 giờ so với 200 giờ của thép EI 69). Lượng Ni không nên vượt quá 4% đối với gang crom cao. Với gang crom trung bình nên dùng hàm lượng nhỏ hơn 1% Ni.

Để tăng tính thấm tôi và độ dẻo của gang crom, có thể đưa vào thành phần gang một lượng nhỏ molipden (0,5 - 3,0)%. Khoảng một nửa lượng Mo sẽ tạo cacbit Mo_2C , một phần tư hoà tan vào nền và phần còn lại hoà tan vào cacbit hoặc photphit cùng tinh.

Nền cơ bản của gang crom hợp kim cao chủ yếu là austenit hoặc mactenxit và không có peclit mịn vì peclit mịn sẽ làm giảm khả năng chịu mài mòn của gang. Trong trường hợp chọn thành phần cacbon và crom không tương ứng đúng với chiều dày vật đúc thì có thể điều chỉnh bằng nguyên tố molipden (hình 2.45) theo nguyên tắc, khi đã có một hàm lượng Mo nhất định thì có thể giảm tỷ lệ Cr/C, nghĩa là tăng hàm lượng cacbon khi lượng crom không đổi mà vẫn thu được cấu trúc cacbit trong gang. Thí dụ, gang chứa 20% Cr thì tỷ lệ Cr/C phải là 7,2, lượng cacbon tương ứng là 2,8%. Khi đưa



Hình 2.44. Vùng cùng tinh trong hệ hợp kim Fe-C-Cr.

C_C - Cacbit M_3C

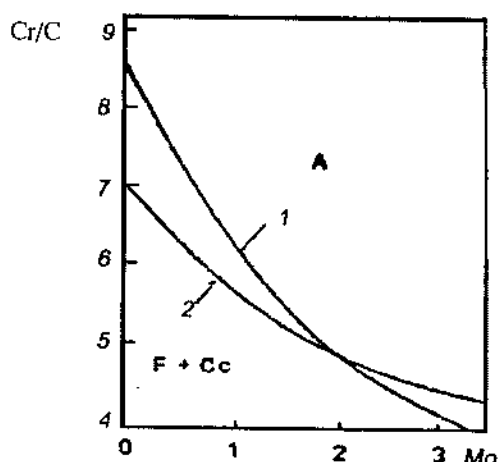
C_2 - Cacbit M_7C_3

C_1 - Cacbit M_{23}C_6

1% Mo vào trong gang thì tỷ số Cr/C giảm xuống còn 5,8 như vậy, có thể tăng hàm lượng cacbon lên đến 3,4% nhưng vẫn thu được tổ chức cacbit.

Hình 2.45. ảnh hưởng của tỷ số Cr/C tới nền cơ bản gang crom cao.

- 1. đường kính 50 mm
- 2. đường kính 25 mm
- A - austenit
- F - ferit
- C_c - cacbit M₃C



Chất lượng của gang hoàn toàn phụ thuộc vào pha nền và loại cacbit nào được hình thành trong quá trình kết tinh. Với hàm lượng C và Cr thích hợp, gang sẽ có quá trình kết tinh cùng tinh. Pha cùng tinh (austenit+Cr₇C₃) hình thành trên cơ sở tinh thể cacbit hình trụ phân bố đều giữa các nhánh cây austenit. Cấu trúc kiểu này có thể coi là cấu trúc của vật liệu composit, trong đó pha nền dẻo dai tạo khung xương là austenit, pha cứng chịu mài mòn là cacbit Cr₇C₃. Nếu điều khiển để cacbit hình trụ hình thành có chiều vuông góc với bề mặt làm việc thì khả năng chịu mài mòn của gang crom sẽ tăng lên gấp bội.

Tổ chức austenit có thể tồn tại trong gang theo giản đồ ở hình 2.45. Sau khi kết thúc kết tinh với tốc độ nguội chậm, lượng cacbon hoà tan trong austenit sẽ giảm, phần còn lại sẽ được phân bố trong nền dưới dạng cacbit thứ sinh vụn M₇C₃. Nếu vật đúc được làm nguội nhanh, phần lớn austenit được giữ lại trong nền. Phần austenit này có khả năng chịu mài mòn rất tốt vì khi chịu một lực ép đủ lớn, trên bề mặt vật đúc sẽ xuất hiện một lớp austenit cường hoá mà tính chất của nó tương đương với mactenxit trong cùng một điều kiện làm việc. Nhưng tính chất hoá bền này không thể hiện ở nhiệt độ cao, tức là cơ chế chịu mài mòn ở nhiệt độ cao không tuân theo cơ chế này. Tỷ lệ giữa austenit và mactenxit trong nền gang phụ thuộc vào tốc độ nguội, hàm lượng crom, cacbon và các nguyên tố khác. Niken và mangan có tác dụng làm tăng lượng austenit dư trong nền nhưng lớp bề mặt được cứng hoá dưới tác dụng của áp lực bình thường sẽ kém và khả năng chịu mài mòn của gang sẽ giảm.

Ở trạng thái đúc, lượng austenit dư rất ổn định, thường phải dùng phương pháp nhiệt luyện để làm giảm lượng austenit dư và tăng lượng mactenxit đối với gang thép được hợp kim hoá bằng niken và mangan. Molipden cũng làm tăng lượng austenit dư trong nền vì molipden là nguyên tố kìm hãm quá trình thành cacbit thứ sinh đồng thời làm tăng tính ổn định của austenit. Có thể thu được vật đúc có nền hoàn toàn là austenit khi chọn thành phần hoá học và tốc độ nguội hợp lý. Loại gang này có độ dẻo dai khá cao.

Trong sản xuất, vật đúc cần có nền mactenxit với độ cứng 64 HRC, cho nên bắt buộc phải khử lượng austenit dư nói trên bằng phương pháp nhiệt luyện. Khi nung nóng gang chứa austenit ở nhiệt độ cao, sau một thời gian ngắn nó sẽ phân hủy ra cacbit thứ sinh, làm nguội với tốc độ đủ lớn sẽ có chuyển biến không cân bằng thành mactenxit. Quá trình này gọi là quá trình ủ phân hủy. Trong quá trình ủ phân hủy, mức độ hoà tan của cacbon trong austenit phụ thuộc vào nhiệt độ chuyển biến của austenit và thời gian giữ nhiệt. Quá trình hình thành tổ chức của gang khi ủ phân hủy sẽ được trình bày cụ thể trong phần nhiệt luyện gang.

Công nghệ chế tạo gang crom

Gang crom có thể nấu trong các loại lò điện cảm ứng tường axit, lò hồ quang và lò đứng. Trong mẻ liệu có thể dùng hồi liệu để ổn định cấu trúc của gang. Trong trường hợp dùng hồi liệu, lượng cháy hao của crom lấy như sau: trong ferocrom là 30%; crom trong hồi liệu cháy hao 25%; lượng cacbon tăng 10%.

Hàm lượng crom tăng làm cho độ chảy loãng của gang giảm mạnh cho nên phải tăng nhiệt độ quá nhiệt khi rót. Nhiệt độ rót phải đạt khoảng 1360°C đối với gang crom trung bình và 1400°C đối với gang crom cao. Nhiệt độ rót quá cao sẽ làm cho tổ chức của gang thô to, giảm cơ tính. Tốc độ rót phải nhanh để đảm bảo điền đầy tốt vì khoảng đông đặc của gang bị thu hẹp nhiều.

Gang crom có độ co dài 1,5 - 1,7% và dễ hình thành ứng suất bên trong vật đúc nên khi đúc trong khuôn cát tươi sẽ hạn chế được hiện tượng nứt vật đúc. Hệ thống rót của vật đúc gang crom cao lớn hơn hệ thống rót của gang xám thường khoảng 30%.

Quá trình nấu cần tăng cường khuấy trộn để crom hoà tan đồng đều. Trong quá trình đúc, Mn và Si đã có tác dụng khử oxy nhưng vẫn phải khử oxy tiếp bằng Al đạt ở đáy gầu rót.

Công dụng và lĩnh vực sử dụng

Gang crom cao được sử dụng trong rất nhiều lĩnh vực, thí dụ, ngành mỏ, dầu khí, khai khoáng... để chế tạo những chi tiết như bơm huyền phù, khuôn ép gạch, khai thác

đá, khai thác quặng rắn và chi tiết trong máy nghiền. Gang crom cao thường chứa các hạt cacbit rắn M_7C_3 , nền mactenxit (sau nhiệt luyện) hoặc austenit (trạng thái đúc). Gang có tính chịu mài mòn tuyệt vời do có sự kết hợp của các hạt cacbit và nền dẻo austenit hoặc nền mactenxit có austenit dư, làm cho gang có khả năng chống lại sự lan truyền của vết nứt vĩ mô. Thêm nữa, khi austenit chuyển thành mactenxit dưới tác dụng của ngoại lực, quá trình chuyển biến pha làm tiêu hao năng lượng biến dạng hoặc năng lượng va đập, như vậy lại càng làm chậm quá trình lan truyền vết nứt.

Một giá trị khác của vật liệu này chính là khả năng chống ăn mòn tuyệt vời do trong gang hình thành một màng bảo vệ thụ động. Hàm lượng crom càng cao càng làm tăng tính ổn định của màng thụ động này, như vậy càng làm cho tính chống ăn mòn càng tốt. Crom có khả năng thụ động cao và tính thụ động anốt của crom có thể ổn định ngay cả khi bề mặt crom bị cào xước với tốc độ cao.

Bảng 2.11. Một số mác gang hợp kim crom

Mác gang	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	Khác
GCr16	1.6 - 2.4	1.5 - 2.3	< 1	< 0.1	< 0.05	13 - 19	1%Cu + 0.15 - 0.35%V
GCr16Mo2	2.4 - 3.6	0.5 - 1.5	1.5 - 2.5	< 0.1	< 0.05	13 - 19	
GCr22	2.4 - 3.6	0.2 - 1.0	1.5 - 2.5	< 0.1	< 0.08	19 - 25	
GCr22Si	0.6 - 1.0	3.0 - 4.0	< 1	< 0.1	< 0.08	19 - 25	
GCr28	0.5 - 1.6	0.5 - 1.5	< 1	< 0.1	< 0.08	25 - 30	
GCr28P	1.8 - 3.0	1.5 - 2.5	< 1	0.8 - 1.5	< 0.08	25 - 30	
GCr28Cu2	2.2 - 3.0	0.5 - 1.5	1.5 - 2.5	< 0.1	< 0.08	25 - 30	0.1 - 0.3%Ti
GCr32	1.6 - 3.2	1.5 - 2.5	< 1	< 0.1	< 0.08	30 - 34	

Gang chứa 13% Cr + 1,4% C với một lượng nhỏ Mo sẽ có độ dai và đập tương đối cao, rất phù hợp cho các chi tiết như đĩa nghiền, bi nghiền xi măng và các chi tiết tương tự. Gang này có giới hạn bền uốn động khoảng 800 MPa. Gang crom trung bình (dưới 20% Cr) dùng để đúc các chi tiết chịu tải trọng biến động không lớn như ghi lò, buồng đốt khí, băng tải lò thiêu kết, các chi tiết trong thiết bị lò cao.

Gang chứa 2,7 - 3,0% C và 20 - 23% Cr dùng để đúc các đĩa và tấm nghiền trong công nghiệp giấy, cánh khuấy và cánh bơm trong máy vận chuyển cát và chất lỏng trong môi trường mài mòn cũng như các chi tiết tương tự. Với vật đúc dày trên 20 mm, tổ chức nền cơ bản là mactenxit và austenit dư thậm chí có cả peclit nhỏ mịn. Bắt buộc phải tiến hành nhiệt luyện sau khi đúc hoặc phải hợp kim hoá bằng molipđen. Molipđen có tác dụng khử austenit dư, làm tăng tính thấm tôi và ngăn cản sự chuyển biến austenit thành peclit.

Gang crom cao dùng để đúc các chi tiết như lò chưng chịu nhiệt, mỏ đốt, máng và thùng sấy trong công nghiệp giấy, hộp thấm cacbon, xích băng tải lò, chi tiết trong buồng đốt và bộ phận lò trong công nghiệp xi măng. Gang crom cao hoàn toàn có khả năng chịu sự ăn mòn của các kim loại khác như Cu, Pb, Zn... nhưng không chịu được với nhôm. Cho nên có thể dùng gang crom cao làm nồi chứa, vòi phun của máy đúc áp lực cao.

Các mác gang này đều phải nhiệt luyện để nâng cao tính chất cơ học và tính năng làm việc. Thí dụ, với gang có thành phần Cr khoảng 20% có thể có các phương pháp nhiệt luyện:

- Nung ở 1000°C trong 2 giờ, tôi ngoài không khí tĩnh để nhận được xementit.
- Nung ở 1000°C trong 2 giờ, hạ nhiệt độ lò trong vòng 8 giờ xuống 600°C, ủ đẳng nhiệt tại 600°C trong 12 giờ, nguội cùng lò xuống nhiệt độ phòng để nhận được peclit.
- Cho thêm 7% Mn để đẩy nhiệt độ chuyển biến mactenxit xuống dưới 0°C. Nung vật đúc lên 1000°C trong 2 giờ rồi nguội ngoài không khí tĩnh để nhận được austenit.
- Tất cả nguyên công trên sau đó đều phải ram ở nhiệt độ 200°C trong 2 giờ để khử ứng suất.

b) Gang silic

Silic trong gang có tác dụng làm cho điểm cùng tinh và cùng tích dịch chuyển sang phía bên trái, nâng cao nhiệt độ cùng tinh, nhiệt độ cùng tích và chuyển biến cùng tích xảy ra trong một khoảng nhiệt độ, thu nhỏ vùng dung dịch đặc ý, đẩy nhanh quá trình graphit hóa. Khi hàm lượng silic đủ lớn, silic kết tinh trực tiếp từ trạng thái lỏng và tổ chức pha của gang sẽ không chuyển biến dù có xử lý nhiệt tiếp tục về sau này. Trong gang silic cao, silic tập trung phần lớn ở vùng ferit làm cho gang có khả năng chống trương nở tốt, chịu ăn mòn xâm thực. Do đó, gang silic cao là vật liệu rất phù hợp khi dùng trong môi trường chống trương nở (silan), hoặc môi trường chịu ăn mòn (gang C15, C17 hoặc gang chịu clo).

Tính chất chống trương nở và tính biến mềm của gang silan phụ thuộc vào cấu trúc của ferit, mức độ phân tán của graphit. Gang này thường dùng để đúc các chi tiết làm việc ở nhiệt độ 800 – 900°C như chụp lò, cấu kiện lò, bộ gia nhiệt không khí... Cơ tính của silan giảm khi tăng hàm lượng Si, cho nên lượng silic tốt nhất là 4,5 - 5,0% và có thể cho thêm khoảng 1% Cr để bổ sung những khiếm khuyết của silic, nếu có thêm

khoảng 1,5% Cu thì tính chất của gang còn tuyệt vời hơn. Cần lưu ý rằng gang này rất giòn, ở nhiệt độ 500 - 600°C nó dẻo hơn một chút và bền hơn gang xám nhưng vẫn còn rất giòn và nhạy cảm với ứng suất nhiệt, nên không nên dùng để đúc các chi tiết bị nung nóng và làm nguội đột ngột và không đều. Giảm hàm lượng cacbon có thể làm tăng cơ tính và tính chất chịu nhiệt nhưng lại làm cho tính chảy loãng giảm đột ngột, khó đúc, đồng thời khả năng biến trắng của gang lại tăng lên, cho nên chỉ có thể giảm hàm lượng cacbon khi vật đúc dày, kích thước lớn.

Bảng 2.12. Một vài mác gang silic

	Silan	C-15	C-17	Gang chịu clo
% C	2.4 - 2.6	0.5 - 0.8	0.3 - 0.5	0.5 - 0.8
% Si	5.0 - 6.0	14.5 - 16.0	16.0 - 18.0	14.5 - 16.0
% Mn	0.3 - 0.8	0.3 - 0.8	0.3 - 0.8	0.3 - 0.4
% P	< 0.05	< 0.01	< 0.01	< 0.01
% S	< 0.08	< 0.07	< 0.07	< 0.07
% Mo	-	-	-	3.5 - 4.0

Khi tăng hàm lượng silic lên 14 - 18% sẽ thu được gang silic hợp kim cao có nền là ferit và graphit. Song, do cấu trúc của vật đúc không cân bằng nên xảy ra việc phân hủy ra silico sắt (FeSi) ở ngay nồng độ 13 - 14%Si, mặc dầu theo giản đồ trạng thái thì quá trình phân hủy này chỉ xảy ra ở nồng độ 22% Si. Quá trình nguội nhanh làm tiết ra loại cacbit phức hợp. Tổ chức cuối cùng của gang silic cao gồm có ferit, silico sắt và cacbit phức hợp nên gang có tính ổn định hoá học rất cao trong nhiều môi trường xâm thực: thí dụ trong hầu hết các loại axit với mọi nồng độ và nhiệt độ, trong các loại dung dịch muối, trong môi trường không khí ẩm. Gang silic cao cũng không bị ăn mòn trong môi trường không khí nóng ở nhiệt độ cao, trong môi trường khí oxy, CO₂, SO₂ và các loại khí khác ở nhiệt độ 950°C. Trong môi trường khí clo và oxit nitơ, gang có thể làm việc tới 500°C. Không một vật liệu nào có thể thay thế gang silic cao khi làm việc trong môi trường sinh khí hydro tươi mới. Nhưng gang này không chịu được ăn mòn của HCl ở nhiệt độ cao, hoàn toàn không chịu được ăn mòn của Fluorid và kiềm đậm đặc.

Để cho gang có thể chịu được axit HCl, có thể đưa vào trong gang một lượng 3,5 - 4,0% Mo, khoảng 1% Ni và gọi là gang bền clo. Cấu trúc của gang bền clo: nền là dung dịch rắn + cùng tinh của (Fe, Mo)C và graphit + silico molipđen (MoSi₂). Khi hàm lượng molipđen là 3 - 4% thì cacbon tự do bị biến mất hoàn toàn. Gang này dùng để đúc các chi tiết máy hoá như bơm quạt, vòi phun, tháp chưng cất, bình tuần hoàn, bình ngưng tụ, bình bốc hơi...

Silic có tác dụng nâng cao tính chịu ăn mòn và độ cứng của gang nhưng lại làm giảm cơ tính một cách đáng kể. Bởi vậy nên dùng mác C-15 là thích hợp nhất. Lúc đó, thành phần cacbon được chọn một cách tương đối theo các quy luật đã biết, tức là các điểm giới hạn theo giản đồ trạng thái. Tuy nhiên, nếu lượng Si vượt quá điểm cùng tinh thì gang sẽ có bột graphit và xốp. Gang ít cacbon thì giòn và đúc khó do chảy loãng kém.

Tính chảy loãng của gang silic cao rất tốt. Tuy nhiên, trên bề mặt của gang lỏng có một lớp mỏng SiO_2 . Bởi vậy, nên tránh những vật đúc có thiết diện ngang lớn do lớp oxit nói trên dễ tạo nên vết nứt và vách nguội trên bề mặt vật đúc.

Cần quan tâm đặc biệt tới độ bão hoà khí của gang silic cao, về mặt này thì gang clo tốt hơn gang silic cao. Nếu mẻ liệu dùng nhiều FeSi đã có chứa sẵn một số khí ở bên trong thì quá trình bão hoà khí cũng xảy ra rất mạnh, đặc biệt là hợp kim đó có chứa thêm Mg, Al và Ca. Khi hợp kim ferit đông đặc, lượng hoà tan khí giảm rất nhanh, khí không kịp thoát ra ngoài nên xuất hiện rỗ khí và xốp trong vật đúc. Mặt khác, gang silic cao có độ co dài lớn (1,5 - 1,7%), gang giòn, hệ số dẫn nhiệt chỉ bằng một nửa gang xám thường nên gang rất dễ bị nứt nóng và nứt nguội. Cần dùng mọi biện pháp có thể được để hạn chế hiện tượng nứt nói trên như: dùng gân, vật nguội, điều chỉnh chiều dày vật đúc... hoặc sau khi đông đặc thì dỡ khuôn ngay và ủ đồng trong cát khô, thậm chí với vật đúc hình dáng phức tạp phải dỡ vật đúc rồi cho vào lò ủ để làm nguội chậm cùng lò.

Khi thiết kế vật đúc bằng gang silic cao cần xét tới toàn bộ tính đúc của hợp kim này. Các nguyên tắc thiết kế cho vật đúc gang nói chung cần được tuân thủ triệt để. Gang silic cao không thể gia công được nên những lỗ để bắt vít cần phải được tạo hình bằng ruột có độ cản co nhỏ như ruột bùn, graphit... ngay trong khi thiết kế công nghệ. Khuôn và ruột phải có độ lún và độ thông khí đủ lớn để tránh rỗ khí và sinh nứt do cản co. Hết sức thận trọng khi làm sạch vì gang giòn, thậm chí gỗ nhẹ cũng dễ nứt. Chỉ nên dùng đá mài để tu sửa chân đậu rót, đậu ngót. Có thể dùng phương pháp phun bi để làm sạch.

Những phân tích tế vi sự thiên tích ở giữa các hạt gân với vùng rỗ co-xốp co đã chỉ ra rằng, trong gang silic cao thì các nguyên tố thúc đẩy cacbit dễ bị thiên tích hơn ở phần đông đặc cuối cùng, hơn nữa, việc tiết ra silic ở vùng biên giới hạt cũng mạnh hơn so với gang thấp silic. Ở vùng biên giới giữa các hạt ở cả gang cao và thấp silic thì nồng độ các nguyên tố Mg, Ce, P và Si là không đồng đều do có mặt của các vật lẫn hoặc cacbit. Phân tích kính hiển vi điện tử cũng chỉ ra sự tồn tại vùng xốp tế vi trên biên giới giữa các hạt kèm với các loại cacbit có chứa Mo, Cr, Mn... và tạp chất của P, Ce, Mg, Si... Các nghiên cứu cũng chỉ ra rằng, trong gang silic cao, vật đúc dễ bị khuyết tật lỗi

lỗ bề mặt hơn là gang thấp silic. Điều này có thể liên quan đến vùng hai pha khá rộng của gang silic cao. Vùng hai pha rộng và tính dẫn nhiệt cao sẽ gây ra kết quả là, trong vật đúc thành mỏng hoặc yếu không thể chịu được lực cơ kéo để bù trừ cho xốp co, rỗ co ở giai đoạn đông đặc cuối cùng, lượng hao hụt về thể tích sẽ chuyển ra bề mặt vật đúc và tạo thành khuyết tật lỗ lõm trên bề mặt. Vùng hai pha rộng của gang cao silic đưa đến kết quả là xốp co, rỗ co tăng, thiên tích giữa các hạt cũng mạnh hơn.

c) Gang niken

Hai loại gang niken nổi tiếng đã được sử dụng rộng rãi có tên Ni-resist, có tác dụng chống ăn mòn, và Ni-hard có tác dụng chịu mài mòn. Thành phần như sau:

	%C	%Si	%Mn	%Ni	%Cr	%P	%S	Mo
Ni-resist	1.8 - 3.0	1.0 - 2.75	0.4 - 1.5	14 - 30	0.5 - 5.5	< 0.4	< 0.12	0 - 0.4
Ni-hard 1	3.2 - 3.6	0.4 - 0.7	0.3 - 1.2	3.3 - 4.8	1.2 - 1.7	< 0.3	< 0.15	0 - 0.4
Ni-hard 2	2.8 - 3.2	0.4 - 0.7	0.3 - 1.2	3.5 - 5.0	1.2 - 1.7	< 0.3	< 0.15	0 - 0.4

Gang Ni-resist có tổ chức xám nền là austenit, nhiệt độ nóng chảy tới 1350°C, dễ đúc. Độ bền đạt 15 – 35 daN/mm², độ cứng thấp, khoảng 110 - 170 HB, dễ cắt gọt, chịu ăn mòn tốt trong môi trường axit oxy hoá yếu đặc biệt là trong môi trường axit sunfuric, và trong môi trường kiềm. Nếu tăng silic lên 5 - 7% (gang micro-silan) còn làm cho gang chịu ăn mòn tốt hơn, không nhiễm từ, có hệ số dẫn nở nhiệt cao hơn so với gang ban đầu. Gang Ni-resist có khả năng chịu nhiệt tới 800°C, nếu graphit ở dạng cầu thì tính chất của gang còn tốt hơn nữa.

Gang Ni-Hard là gang trắng hoàn toàn do có hàm lượng niken và crom cao. Gang Ni-Hard 1 có hàm lượng cacbon cao và đạt độ cứng cao hơn nhưng lại có độ bền thấp hơn so với Ni-Hard 2 có cacbon thấp. Cơ tính của gang khi đúc trong khuôn kim loại tốt hơn nhiều so với đúc trong khuôn cát (22 - 27 so với 18 - 22). Gang này chỉ có thể gia công được bằng các dụng cụ đặc biệt nếu không thì phải dùng phương pháp mài. Tất cả vật đúc bằng gang Ni-Hard đều phải khử ứng suất dư bằng cách nung đến nhiệt độ 250 – 300°C, độ cứng giảm không nhiều nhưng độ bền được cải thiện tốt. Gang này dùng để chế tạo các chi tiết chịu mài mòn.

d) Gang không nhiễm từ

Trong kỹ thuật, có một số chi tiết khi làm việc đòi hỏi phải không được nhiễm từ, thí dụ, các chi tiết trong máy điện, dụng cụ gia công chính xác. Thành phần hoá học của gang phải được hợp kim hoá thêm crom, niken, nhôm để đảm bảo gang có tổ chức

austenit. Muốn vậy, thành phần các nguyên tố phải thoả mãn quan hệ sau:

$$[\%Ni] + 2,5[\%Mn] + 18[\%C] = 33$$

Gang không nhiễm từ được chia làm ba nhóm.

Nhóm thứ nhất. Bao gồm các loại gang được hợp kim hoá bằng Ni+Cu hoặc Ni+Cu+Cr. Hàm lượng Ni dao động từ 18 - 22% và Cu có tác dụng thay thế một phần Ni. Loại hợp kim này ngoài khả năng không nhiễm từ còn có độ bền và khả năng chịu ăn mòn tốt (đặc biệt là với gang cầu). Nhưng giá thành cao do Ni đắt.

Nhóm thứ hai. Bao gồm các loại gang được hợp kim hoá bằng Ni+Mn hoặc Ni+Cu+Mn. Loại vật liệu này rẻ tiền hơn nhưng kém bền và chịu ăn mòn kém.

Nhóm thứ ba. Hợp kim không có Ni mà chỉ có Mn là nguyên tố cơ bản tạo thành nền austenit. Muốn có nền austenit lại phải nâng cao hàm lượng cacbon, điều này lại làm giảm tính chất cơ học và tính chịu ăn mòn của gang.

Bảng 2.13. Một số mác gang không nhiễm từ

	Hàm lượng, %						Độ thấm từ μ , Hz/e	Suất điện trở, $\mu\Omega$ /cm
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Al		
Austenit mềm	3,5	2,0-2,3	8,0-9,0	4,5	0	0	1,05 - 1,4	120 - 185
Austenit cứng	3,0	2,4-2,5	8,0-9,1	4,5-5,0	0	0	1,05 - 1,5	120 - 186
Noma	2,6-3,3	2,5-3,1	5,0-7,0	9,0-12,0	0	0	1,03 - 1,22	116 - 125
Mn-Cu	3,4-3,9	2,4-3,2	7,0-12	0	1,0-2,0	0,06	1,1	150 - 200
Mn-Cu	2,9-3,4	3,4-3,8	9,8-12,5	0	1,2-2,0	0	1,5	150 - 190
Mn-Cu-Al	2,5-2,7	2,0-3,2	5,0-6,0	0	dưới 5	4,5	2,0 - 2,5	150 - 200
Al	1,0-2,0	dưới 5	dưới 1,5	0	dưới 3	20-34	1,2 - 3,0	
Noduma	2,8	2,5	2,6	11,2			1,0	

Tất cả các nhóm kể trên đều có tính không đồng nhất về cấu trúc và từ tính. Khi vật đúc có chiều dày khác nhau hoặc khi làm nguội với tốc độ nguội khác nhau, đều dễ dàng phát hiện sự khác biệt về độ thấm từ và tính gia công của gang, thí dụ trong vật đúc thành mỏng có hàm lượng Ni không cao cũng có thể xuất hiện mactenxit. Điều này không những làm giảm tính gia công mà còn làm xấu đến tính không nhiễm từ của gang.

Để khắc phục tình trạng thiếu niken, có thể dùng các nguyên tố hợp kim khác thay thế cho niken, thí dụ Mn hoặc Al. Với gang chứa Mn, hàm lượng Mn thông thường

là 12 - 18%. Khác với các loại gang không nhiễm từ khác, gang ferit không nhiễm từ có hàm lượng Al cao (20 - 30%) là loại vật liệu có đặc tính từ rất tốt và tổ chức nền lại là ferit. Gang không nhiễm từ nền ferit có độ bền và độ chảy loãng thua kém nhiều so với gang austenit Ni nhưng lại có tính chịu ăn mòn tốt hơn, thậm chí có thể chịu được ăn mòn trong khí quyển chứa hợp chất của oxy và lưu huỳnh ở 1100°C.

Như trên đã mô tả, tổ chức của gang không nhiễm từ phải là austenit hoặc ferit nhưng phải thoả mãn quan hệ chặt chẽ giữa hàm lượng ba nguyên tố Ni, Mn và Cr.

Bảng 2.14. Tóm tắt các loại gang hợp kim (theo AFS)

	Thành phần, % ⁽¹⁾									Nền
	TC ⁽¹⁾	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	đúc ⁽²⁾
Gang trắng chịu mài mòn										
Gang trắng thấp cacbon ⁽¹⁾	2.2-2.8	0.2-0.6	0.15	0.15	1.0-1.6	1.5	1.0	0.5	...	CP
Gang trắng cao cacbon, thấp silic	2.8-3.6	0.3-2.0	0.30	0.15	0.3-1.0	2.5	3.0	1.0	...	CP
Gang mactenxit nickel crom	2.5-3.7	1.3	0.30	0.15	0.8	2.7-5.0	1.1-4.0	1.0		M, A
Gang mactenxit niken, crom cao	2.5-3.6	1.3	0.10	0.15	1.0-2.2	5-7	7-11	1.0		M, A
Gang mactenxit crom-molipđen	2.0-3.6	0.5-1.5	0.10	0.06	1.0	1.5	11-23	0.5-3.5	1.2	M, A
Gang crom cao	2.3-3.0	0.5-1.5	0.10	0.06	1.0	1.5	23-28	1.5	1.2	M
Gang chịu ăn mòn										
Gang silic cao ⁽¹⁾	0.4-1.1	1.5	0.15	0.15	14-17		5.0	1.0	0.5	F
Gang crom cao	1.2-4.0	0.3-1.5	0.15	0.15	0.5-3.0	5.0	12-35	4.0	3.0	M, A
Gang xám niken-crom ⁽¹⁾	3.0	0.5-1.5	0.08	0.12	1.0-2.8	13.5-36	1.5-6.0	1.0	7.5	A
Gang cầu niken-crom ⁽¹⁾	3.0	0.7-4.5	0.08	0.12	1.0-3.0	18-36	1.0-5.5	1.0	...	A
Gang xám chịu mòn										
Gang silic trung bình ⁽¹⁾	1.6-2.5	0.4-0.8	0.30	0.10	4.0-7.0	...	...	...	...	F
Gang niken-crom ⁽¹⁾	1.8-3.0	0.4-1.5	0.15	0.15	1.0-2.75	13.5-36	1.8-6.0	1.0	7.5	A
Gang silic-niken-crom ⁽¹⁾	1.8-2.6	0.4-1.0	0.10	0.10	5.0-6.0	13-43	1.8-5.5	1.0	10.0	A
Gang nhôm cao	1.3-2.0	0.4-1.0	0.15	0.15	1.3-6.0	...	20-25 Al	...	...	F
Gang trắng chịu nhiệt										
Gang ferit	1-2.5	0.3-1.5	...	...	0.5-2.5	...	30-35	...	...	F
Gang austenit	1-2.0	0.3-1.5	...	...	0.5-2.5	10-15	15-30	...	...	A

2.5. NHIỆT LUYỆN GANG

2.5.1. Nguyên tắc chung

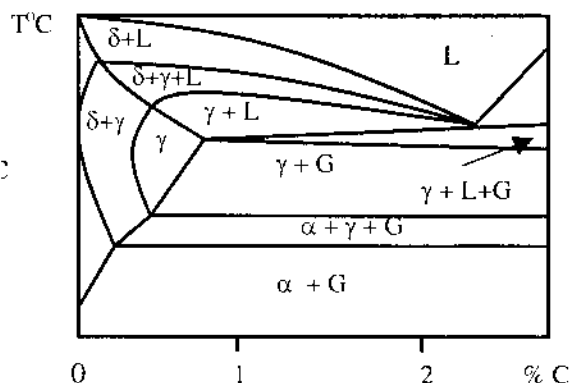
Khi nhiệt luyện gang, hình dạng của graphit không bị thay đổi mà chỉ là thay đổi nền của kim loại. Quá trình chuyển biến tổ chức nền kim loại về cơ bản vẫn tuân theo quy luật của giản đồ trạng thái, cho nên vẫn áp dụng các chế độ nhiệt luyện của thép để nhiệt luyện gang. Có nhiều dạng nhiệt luyện gang nhưng về cơ bản có hai quá trình sau:

- Quá trình phân hoá xementit. Quá trình này làm cho mức độ graphit hoá của gang tăng lên, gang trở nên mềm hơn. Việc phân hủy Xe_1 và Xe_2 thành austenit và cacbon graphit làm cho gang có cơ tính cao hơn, nếu quá trình nung làm cho xementit trong peclit phân hủy thành ferit và cacbon graphit thì đôi khi không có lợi vì cơ tính của gang giảm đi nhiều.

- Chuyển biến austenit thành những tổ chức không cân bằng và có cơ tính cao hơn như mactenxit, trustit, sorbit.

Tuy nhiên, quá trình nhiệt luyện gang vẫn có những nét đặc trưng riêng do có sự khác nhau về thành phần hoá học và nhất là gang lại có quá trình graphit hóa. Do quá trình graphit hoá khác nhau mà tổ chức ban đầu của gang có thể là ferit, ferit-peclit hoặc peclit. Bởi vậy, để thu được austenit quá bão hoà cacbon, dù cacbon từ nguồn nào, từ cacbit trong peclit hoặc từ graphit, thì thời gian nung cũng phải kéo dài hơn khi nung thép rất nhiều. Đặc biệt, thời gian nung để cho austenit quá bão hoà cacbon từ graphit rất lâu do cacbon graphit khuếch tán vào austenit rất chậm chạp.

Hình 2.46. Giản đồ trạng thái Fe-C chứa 6% Si



Một đặc điểm nữa, các nguyên tố mangan và silic phân bố rất không đồng đều (thiên tích) từ tâm hạt (xung quanh graphit) đến biên giới hạt tinh thể. Bởi vậy, ngay trong một hạt tinh thể quá trình chuyển biến xảy ra khi nhiệt luyện cũng hoàn toàn khác nhau.

Một điểm rất quan trọng đối với gang là hàm lượng silic. Trong gang, silic nâng cao các điểm cùng tích khi nung và làm nguội, hình thành một khoảng chuyển biến cùng tích tạo ba pha $\alpha + \gamma + G$ (hình 2.46). Bởi vậy khi nhiệt luyện phải nâng nhiệt độ lên trên vùng ba pha này phù hợp hàm lượng silic có trong gang. Như vậy hoàn toàn có thể nung gang đến trạng thái tổ chức ferit + austenit với mức độ ferit thích hợp rồi tiến hành các dạng nhiệt luyện khác nhau để nhận được gang có ferit với các tổ chức sau nhiệt luyện như sorbit, bainit và mactenxit ram, đảm bảo gang có độ bền cao trong khi vẫn có độ dẻo tốt.

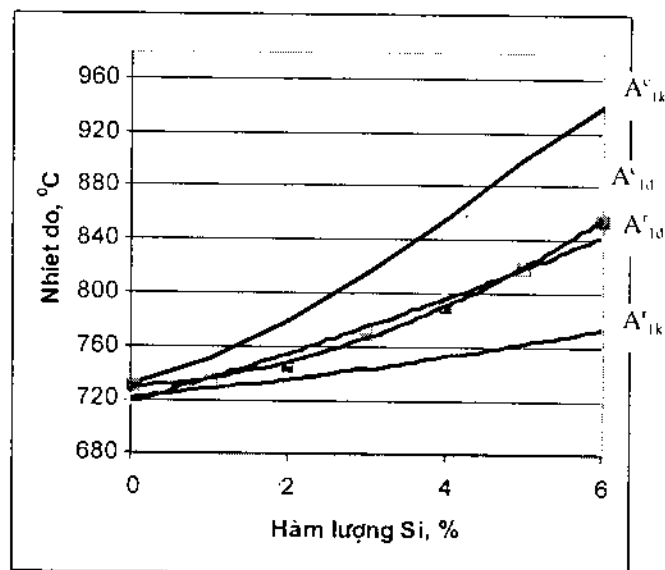
Một đặc điểm nữa của gang, cũng do hậu quả của quá trình graphit hóa, là gang có thể ủ ở nhiệt độ cao (950 - 1050°C) để phân hủy xementit giống như quá trình ủ gang dẻo. Hoặc cũng có thể ủ mềm ở nhiệt độ nhỏ hơn nhiệt độ chuyển biến cùng tích để nhận được một phần hoặc toàn bộ nền kim loại là ferit, chế tạo ra loại gang có độ cứng thấp, độ dẻo cao.

Hàm lượng silic tăng làm cho các điểm chuyển biến cũng tăng theo, đồng thời silic còn làm biến dạng các vùng tổ chức trên giản đồ trạng thái, các điểm chuyển biến sẽ chuyển thành một khoảng nhiệt độ chuyển biến (hình 2.47). Đây là đặc điểm quan trọng của công nghệ nhiệt luyện gang.

Hình 2.47. Ảnh hưởng của silic đến vị trí các đường chuyển biến cùng tích khi nung và làm nguội.

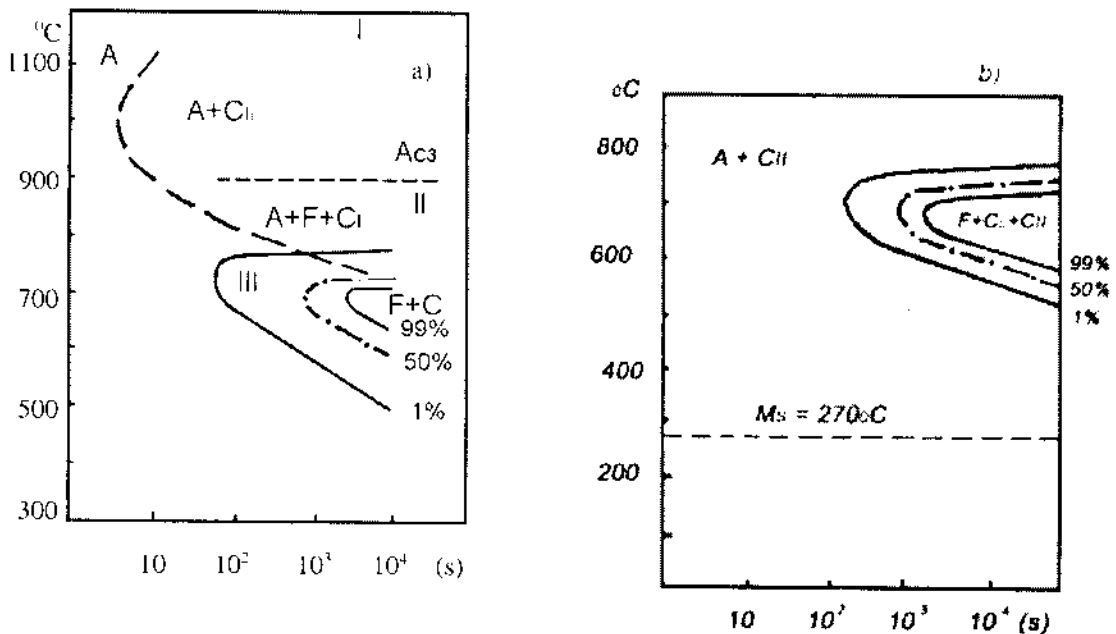
A'_{lk} , A'_{ld} - nhiệt độ bắt đầu và kết thúc chuyển biến khi làm nguội.

A''_{ld} , A''_{lk} - nhiệt độ bắt đầu và kết thúc chuyển biến khi nung



Trong sản xuất việc chế tạo gang hợp kim cao đã được dùng nhiều. Đặc điểm của gang này là phải nhiệt luyện để nâng cao cơ tính. Hình 2.47 giới thiệu giản đồ thay đổi tổ chức của gang crom cao khi nung và làm nguội. Các nguyên tố hợp kim đã làm thay đổi và tạo thêm các đường nguội của gang. Thí dụ, Cr và Mo đã làm xuất hiện tốc độ tới

tới hạn thứ 2. Trên hình 2.47a, mẫu sau đúc được làm nguội hoàn toàn sau đó lại nung tới nhiệt độ khác nhau và austenit sẽ bắt đầu phân hủy ngay sau một thời gian rất ngắn giữ nhiệt độ ổn định. Ở vùng I, trên nhiệt độ Ac_3 , austenit sẽ phân hủy để tạo thành cacbit thứ sinh C_{II} . Nếu cách nhiệt và giữ nhiệt ở vùng II sẽ thu được tổ chức là hỗn hợp của austenit, ferit và cacbit thứ sinh. Nếu giữ ở vùng III, austenit sẽ chuyển thành peclit mịn. Khi nung ở nhiệt độ thấp, quá trình chuyển biến xảy ra chậm nên sẽ tồn tại một lượng austenit dư và không có chuyển biến bainit ngay cả khi đã giữ nhiệt lâu đến 72 giờ.



Hình 2.47. Ảnh hưởng của ủ phân hủy của gang có thành phần 2,67% C và 0,75% Cr.

- a) Sau khi đúc, mẫu được nung đến nhiệt độ khác nhau
b) Sau đúc, ủ phân hủy ở nhiệt độ 1000°C trong 20 phút rồi làm nguội mẫu ở các nhiệt độ khác nhau.

2.5.2. Các hình thức nhiệt luyện gang

1. Ủ khử ứng suất

Khi nung đến một nhiệt độ xác định, ứng suất trong gang sẽ được khử bỏ.

Gang xám graphit tấm: 500 – 700°C

Gang graphit cầu: 550 - 650°C

Gang hợp kim thấp: 570 - 600°C

Gang hợp kim cao: 600 - 650°C

Thời gian nung và giữ nhiệt ở nhiệt độ cao nhất phụ thuộc vào kết cấu và trọng lượng vật đúc và thông thường kéo dài khoảng 1 - 10 giờ. Vật đúc phức tạp và trọng lượng lớn thường được làm nguội cùng lò. Trước đây, công đoạn khử ứng suất được tiến hành bằng cách thường hoá tự nhiên ngoài trời hoặc trong kho hàng tháng, thậm chí hàng năm.

2. Ủ graphit hoá

Ủ graphit hoá nhằm mục đích phân hủy cacbit của gang trắng, gang hoa râm hoặc gang biến trắng. Trong công nghệ sản xuất gang dẻo cũng có một phần là quá trình ủ graphit hóa. Khi gang có xementit hoặc các loại cacbit khác, việc phân hủy các loại cacbit có thể tiến hành bằng cách nung chi tiết lên nhiệt độ cao hơn nhiệt độ tối hạn và giữ nhiệt một thời gian ở nhiệt độ này. Trong quá trình ủ gang trắng để sản xuất gang dẻo, giai đoạn này gọi là giai đoạn graphit hoá thứ nhất. Xementit trong thành phần peclit sẽ bị phân hủy ở vùng tối hạn và vùng trên tối hạn giai đoạn gọi là giai đoạn graphit hoá thứ hai. Giai đoạn graphit hoá xảy ra ở trong khoảng nhiệt độ trong thời gian làm nguội từ nhiệt độ vùng trên điểm tối hạn xuống vùng dưới điểm tối hạn, và có tiết ra graphit từ austenit quá bão hoà, được gọi là giai đoạn graphit hoá trung gian.

3. Ủ cầu hoá tổ chức

Khi vật đúc gang cần có sự kết hợp cả độ bền và độ dẻo, phải tiến hành ủ để thu được tổ chức peclit hạt, đặc biệt là đối với gang cầu. Công nghệ nhiệt luyện: nung đến 730 - 750°C, giữ nhiệt một thời gian khoảng vài giờ rồi làm nguội ngoài không khí. Cần lưu ý rằng, gang phải có hàm lượng mangan và crom hơi cao để hạn chế khả năng tạo thành ferit.

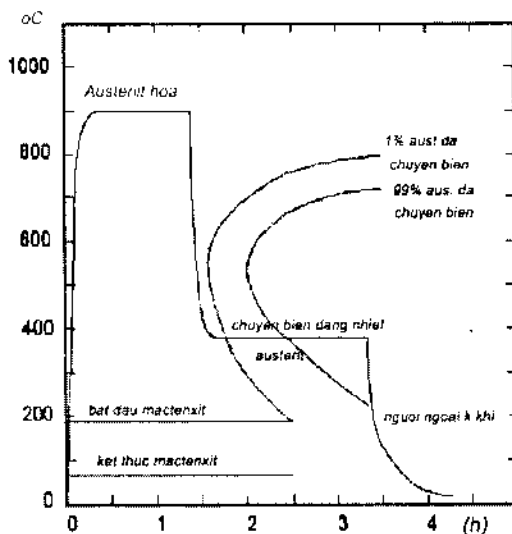
4. Gang cầu tôi đẳng nhiệt (Austempered Ductile Iron-ADI)

Gang cầu tôi đẳng nhiệt là vật liệu kết hợp tuyệt vời cả về độ bền và độ dai cũng như tính năng sử dụng. Sau khi tôi đẳng nhiệt với gang có thành phần thích hợp, tổ chức kim loại sẽ có tổ chức ausferit hoặc bainit. Về cơ bản, gang cầu ban đầu phải có độ thấm tôi cao để khi nhiệt luyện sẽ có chuyển biến pha xảy ra trên toàn bộ thiết diện vật đúc. Để đảm bảo gang có độ thấm tôi tốt, thường phải hợp kim hoá thấp bằng các nguyên tố crom, niken, molipden.

Bằng cách thay đổi tỷ lệ thành phần pha có mặt trong tổ chức của gang cầu tôi đẳng nhiệt, có thể thu được rất nhiều thuộc tính quý báu mà gang cầu bình thường không có được. Cấu trúc của gang cầu trước hết phụ thuộc vào thành phần hoá học và các thông số chính xác của 4 giai đoạn của quá trình chế tạo gang. Quá trình chế tạo

gang ADI bao gồm:

1. Chế tạo vật đúc gang cầu có thành phần thích hợp và dễ thấm tôi;
2. Nung austenit hoá ở nhiệt độ 800 - 950°C; thời gian khoảng 1,0 - 1,5h;
3. Tôi tiếp theo đến nhiệt độ phù hợp với giai đoạn cuối cùng (thường là 250 - 400°C); tốc độ lớn;
4. Tôi đẳng nhiệt để một phần hoặc toàn bộ austenit chuyển thành pha khác trước khi làm nguội tiếp tục xuống nhiệt độ phòng. Thời gian kéo dài khoảng 1,0 - 2,5 giờ.



Hình 2.48. Nhiệt luyện gang ADI

Bảng 2.49. So sánh tính chất gang cầu thường và ADI

Tính chất	Giá trị (ASTM A897)	Trung bình của ADI
HB	269-321	301
Bền kéo (MPa)	850	1 049
Giới hạn chảy (MPa)	550	798
Dãn dài (%)	10	13,8
Dai va đập (J)	100	179

Mục đích của giai đoạn austenit hoá là làm cho toàn bộ cacbon tự do hoà tan vào trong austenit để tạo thành austenit quá bão hoà. Trong giai đoạn nung austenit hoá, thời gian nung và nhiệt độ nung là những thông số quyết định trong việc xác định hàm lượng cacbon trong nền austenit đối với chuyển biến đẳng nhiệt xảy ra tiếp theo ở nhiệt độ thấp hơn. Trong khi nung austenit hóa, chuyển biến cơ bản là sự hoà tan của cacbon vào austenit. Đối với mỗi thành phần gang khác nhau, hàm lượng cacbon trong austenit sẽ đạt được giá trị không đổi sau một thời gian và nhiệt độ nung nhất định. Thí dụ, gang cầu có (%): 3,8C + 2,77Si + 0,37Mn + 0,03P + 0,02S + 0,02Cr + 0,07Ni + 0,33Cu + 0,034Mg, cacbon austenit sẽ đạt giá trị không đổi sau 20 phút ở 1000°C và sau 70 phút ở 850°C.

Việc tôi đẳng nhiệt, bổ sung cho quá trình austenit hóa, có ý nghĩa quan trọng trong việc xác định cấu trúc chính xác sẽ được hình thành và bản thân nó cũng xảy ra trong nhiều giai đoạn. Trong giai đoạn ban đầu của quá trình tôi đẳng nhiệt, austenit giả ổn định sẽ chuyển thành hỗn hợp của ferit bainit và austenit cacbon cao. Nhiệt độ của quá trình tôi đẳng nhiệt phải chính xác và có ảnh hưởng mạnh đến cấu trúc ferit bainit: ở nhiệt độ tôi cao, bainit sẽ là cacbit tự do (giống như bainit trên ở trong thép), trong khi đó, ở nhiệt độ tôi thấp hơn, chuyển biến bainit có thể kèm theo việc tiết pha cacbit, việc đó dẫn đến kết quả là, sẽ thu được hỗn hợp của ferit bainit, cacbit và austenit cacbon cao. Austenit cacbon cao cuối cùng sẽ phân hủy thành hỗn hợp của cacbit và ferit ổn định hơn về mặt nhiệt động học khi xử lý nhiệt kéo dài.

Vấn đề mấu chốt để sản xuất ADI chính là thành phần hoá học của kim loại, quá trình biến tính và chế độ nhiệt luyện. Thí dụ, chế độ nhiệt luyện cho gang cầu D4512 (theo SAE) và tính chất sau khi nhiệt luyện cho ở hình 2.48.

Chương 3

THÉP ĐÚC

3.1. TÍNH CHẤT CỦA THÉP ĐÚC

3.1.1. Độ chảy loãng của thép

Độ chảy loãng là một trong những thông số quan trọng nhất của hợp kim, đặc trưng cho khả năng điền đầy khuôn, khả năng tạo hình cho vật đúc. Độ chảy loãng chịu ảnh hưởng của nhiều yếu tố khác nhau có liên quan đến quá trình tương tác hoá - lý giữa kim loại lỏng và khuôn, đặc tính chuyển động của kim loại trong hệ thống rót, tính chất hoá - lý của hợp kim... Thông số cơ bản nhất ảnh hưởng đến độ chảy loãng chính là nhiệt độ. Đối với thép thì vấn đề này lại càng quan trọng vì thép có nhiệt độ nóng chảy khá cao. Ở nhiệt độ cao, sự tương tác giữa khuôn cát và kim loại là đa dạng và phức tạp. Kết quả của những tương tác đó có thể gây ra những dạng khuyết tật bọt cát, cháy cát, rỗ khí, thoát cacbon, bão hoà khí hydro...

Độ chảy loãng của thép phụ thuộc gián tiếp vào chiều dày thành vật đúc. Trong thép hợp kim, các nguyên tố khác nhau có mức độ ảnh hưởng khác nhau đến độ chảy loãng. Các thí nghiệm đã chứng minh rằng, cacbon, niken, coban làm tăng độ chảy loãng còn crom, molipden, vonfram, nhôm, titan làm giảm độ chảy loãng của thép. Nguyên nhân chủ yếu của hiện tượng tăng hay giảm độ chảy loãng nói trên là do việc hình thành lớp màng oxit bền có tác dụng nâng cao ma sát trong của hợp kim khi

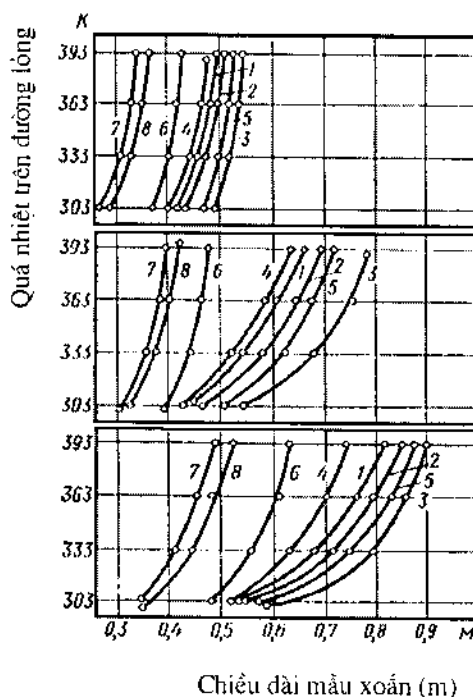
chuyển động trong khuôn đúc.

Trong thép austenit hợp kim hoá bằng Ni và Cr thì niken và cacbon đều làm tăng độ chảy loãng nhưng ảnh hưởng của cacbon mạnh hơn niken. Điều này cần phải quan tâm khi sản xuất thép đúc Cr18Ni10Ti1 và thép Cr18Ni25C2, vì khi nâng cao hàm lượng cacbon sẽ làm tăng độ chảy loãng, vật đúc điền đầy tốt, có chất lượng cao nhưng đồng thời lại làm giảm khả năng chống ăn mòn giữa các tinh thể của thép đúc.

Các mác thép nói chung đều có khoảng đông nhỏ, bởi vậy thép chảy loãng khá tốt. Khoảng đông càng lớn, càng có nhiều pha rắn bị dòng kim loại cuốn trôi khỏi bề mặt đã đông đặc. Như vậy, khoảng đông có tác dụng thúc đẩy tốc độ chuyển động của kim loại lỏng qua khe hẹp. Về mặt các tác nhân ảnh hưởng đến độ chảy loãng, cần phải phân biệt độ chảy loãng do yếu tố nội tại của kim loại lỏng gây ra, thí dụ, ảnh hưởng của tính chất nhiệt lý của kim loại lỏng như nhiệt dung riêng c ; hệ số dẫn nhiệt λ , khối lượng riêng ρ và độ chảy loãng do các yếu tố bên ngoài tác động vào, thí dụ, khả năng tích nhiệt của khuôn b_ϕ , nhiệt độ ban đầu của khuôn, nhiệt độ rót...

Hình 3.1. Quan hệ phụ thuộc của độ chảy loãng vào độ quá nhiệt và hệ số tích nhiệt của một số mác thép thông dụng.

- a) $b_\phi = 48,2$; b) $b_\phi = 34,7$;
c) $b_\phi = 23,1$.
1-Cr18Ni9Ti; 2-1Cr18Ni9;
3-Cr18Ni25C2; 4-Cr18Ni25;
5-Cr8Ni18; 6-10Mn13;
7-C25; 8-C45



Rõ ràng là, khi hệ số tích nhiệt của khuôn khá lớn thì quan hệ giữa độ chảy loãng và nhiệt độ quá nhiệt là quan hệ tuyến tính, khi hệ số tích nhiệt nhỏ thì quan hệ đó trở nên phi tuyến, đường cong mô tả sẽ cong hơn. Nói chung, nâng cao độ quá nhiệt khi rót

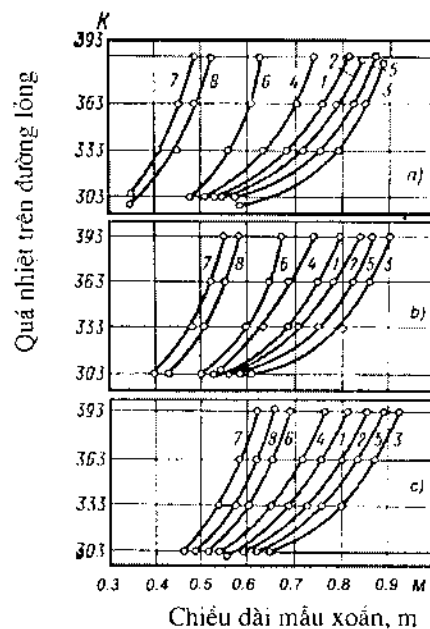
đều có xu hướng nâng cao độ linh động của thép lỏng. Trong các mác thép đã trình bày thì thép Cr18Ni25C2 có độ chảy loãng tốt nhất và thép C25 có độ chảy loãng kém nhất. Các mác thép chứa crom có độ chảy loãng tốt trước hết là do thép có khoảng đồng hợp và ẩn nhiệt kết tinh lớn. Hệ số dẫn nhiệt của thép cacbon cao hơn của thép hợp kim nhưng nhiệt dung và ẩn nhiệt kết tinh của thép cacbon lại nhỏ hơn một cách đáng kể, điều đó làm cho độ chảy loãng của thép cacbon thấp hơn nhiều so với thép hợp kim. Mặt khác, vật liệu có hệ số dẫn nhiệt λ nhỏ thì ở tâm dòng chảy vẫn duy trì nhiệt độ cao trong khoảng thời gian khá dài, và bởi vậy, độ chảy loãng cũng tốt hơn. Hệ số dẫn nhiệt của thép hợp kim nhỏ hơn hệ số dẫn nhiệt của thép cacbon, cho nên thép hợp kim có độ chảy loãng tốt hơn.

Khi nâng cao hệ số tích nhiệt b_p , các đường cong trên hình 3.1 có xu hướng dịch chuyển về phía bên trái, có nghĩa là độ chảy loãng của thép bị giảm đi khi khuôn có hệ số tích nhiệt lớn. Thực tế đã chứng minh, trong trường hợp này tốc độ điền đầy khuôn giảm đi một cách rõ rệt.

Nhiệt độ ban đầu của khuôn cũng có ảnh hưởng rất mạnh đến độ chảy loãng. Hình 3.2 mô tả mối quan hệ giữa độ chảy loãng và nhiệt độ nung khuôn khi hệ số b_p không đổi.

Hình 3.2. Quan hệ giữa độ chảy loãng và nhiệt độ khuôn khi hệ số b_p không đổi.

a-15°C; b-100°C; c-410°C;
1-Cr18Ni9Ti; 2-1Cr18Ni9;
3-Cr18Ni25C2; 4-Cr18Ni25;
5-Cr8Ni18; 6-110Mn13;
7-C25; 8-C45



Hình 3.2 cho thấy, khi nâng cao nhiệt độ khuôn, độ chảy loãng của thép cacbon tăng lên, trong khi đó độ của loãng của thép hợp kim khác thay đổi không đáng kể. Điều này có thể giải thích theo cơ chế truyền - dẫn nhiệt của vật liệu có hệ số dẫn nhiệt khác

nhau. Đối với vật liệu có hệ số dẫn nhiệt thấp, độ chảy loãng chỉ phụ thuộc vào hệ số dẫn nhiệt của hợp kim, không phụ thuộc vào quá trình dẫn nhiệt trong khuôn đúc, bởi vậy, độ chảy loãng thép hợp kim austenit không tăng khi nung khuôn lên nhiệt độ cao. Thép cacbon thì ngược lại, nâng cao nhiệt độ khuôn sẽ làm tăng độ chảy loãng và do đó nâng cao khả năng điền đầy khuôn.

Về độ chảy loãng của thép đúc, có thể rút ra một số kết luận có ý nghĩa thực tế sau đây:

1. Những hợp kim có hệ số dẫn nhiệt thấp, ẩn nhiệt kết tinh cao, nhiệt dung cao và khoảng đông không lớn lắm đều có độ chảy loãng tốt.
2. Nâng cao nhiệt độ rót sẽ làm nâng cao đáng kể độ chảy loãng của thép hợp kim Cr-Ni. Thép cacbon và thép mangan ít chịu ảnh hưởng của nhiệt độ rót. Nhiệt độ rót ảnh hưởng đến độ chảy loãng càng mạnh nếu khả năng tích nhiệt của khuôn càng nhỏ. Khi khả năng tích nhiệt của khuôn rất lớn thì độ quá nhiệt khi rót hầu như không có ảnh hưởng gì đến độ chảy loãng của tất cả các loại thép.
3. Trong các điều kiện khác nhau, đối với thép hợp kim, khả năng tích nhiệt của khuôn có tác dụng lên độ chảy loãng mạnh hơn rất nhiều so với thép cacbon.

3.1.2. Co của thép đúc

Trong quá trình đông đặc và nguội của vật đúc, những hiện tượng vật lý xảy ra ảnh hưởng đến kích thước và tính đồng nhất của vật đúc. Quá trình co của kim loại - hợp kim đúc trong quá trình đông đặc và nguội, một mặt làm thay đổi kích thước bên ngoài của vật đúc, mặt khác tạo ra những điều kiện làm hình thành lõm co. Co là một tính chất đúc quan trọng của kim loại. Khi vật đúc với thể tích ban đầu V_0 và chiều dài ban đầu L_0 , nguội từ nhiệt độ T_0 đến nhiệt độ T_1 thì sự thay đổi về thể tích và chiều dài của nó sẽ là:

$$V_1 = V_0 [1 - \alpha_v (T_0 - T_1)]$$

$$L_1 = L_0 [1 - \alpha (T_0 - T_1)],$$

Đối với hợp kim đúc, ta có thể thấy rõ những thay đổi thể tích ở trạng thái lỏng, trong quá trình kết tinh và ở trạng thái đặc (hình 3.3).

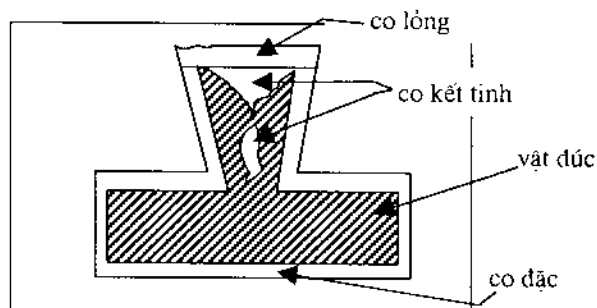
Lõm co là một dạng khuyết tật thường gặp trong vật đúc thép; đó là nhiều lỗ rỗng nằm gần nhau (hoặc có thể là một lỗ rỗng) được hình thành do sự dịch chuyển các

phần thể tích vĩ mô của kim loại trong quá trình nguội và đông đặc. Chịu ảnh hưởng của lực trọng trường trong quá trình đúc tĩnh, lõm co thường hình thành ở phần trên của vật đúc và có thể được che lấp bởi một lớp kim loại rắn ở phía trên (thường được gọi là "cầu").

Vùng ngoài của vật đúc (còn gọi là lớp vỏ đúc) thường khá xít chặt và không bị khuyết tật do co. Chỉ ở cuối giai đoạn đông đặc, lõm co mới hình thành ở phần trên của vật đúc nếu không có đủ kim loại lỏng để bù co. Nếu lõm co rất sâu và hẹp thì các nhánh cây lớn lên từ hai phía vỏ đúc có thể gặp nhau tạo ra "cầu" che lấp phần kim loại lỏng phía dưới; khi đó việc bù ngót cho phần kim loại đông đặc phía dưới "cầu" sẽ gặp khó khăn và lõm co trung tâm sẽ hình thành.

- Động học của quá trình hình thành lõm co

Lõm co hình thành trong quá trình đông đặc của hợp kim giữa đường lỏng và đường đặc hoặc trong quá trình đông đặc cùng tinh của hợp kim. Trong quá trình đông đặc của vật đúc hoặc những phần của vật đúc, lần lượt từ ngoài vào trong, các bề mặt đẳng nhiệt của pha rắn đóng kín theo hướng vào trục nhiệt (tâm nhiệt của vật đúc). Các lỗ hổng được hình thành ở những vị trí đông đặc cuối cùng của vật đúc. Do có áp lực tác dụng vào lớp vỏ đông đặc đang co mà khoảng không bên trong (rỗ co) bị nhỏ đi, điều đó làm giảm một phần lõm co. Việc xác định những thay đổi thể tích bằng mô hình toán là rất khó, bởi vì ứng suất kéo hình thành ở lớp vỏ bị triệt tiêu do có độ dẻo đang tồn tại trong các lớp vỏ (lớp ngoài đã đông đặc đang có nhiệt độ cao). Tuy nhiên, cũng có thể có cả hiện tượng xảy ra ngược lại, nghĩa là lớp vỏ ngoài dãn ra và như vậy nó làm tăng thể tích lõm co.



Hình 3.3. Sơ đồ thể hiện quá trình co

Sau khi kim loại lỏng đông đặc và nếu điều kiện thoát nhiệt qua khuôn được đảm bảo thì vật đúc vẫn tiếp tục co cho đến nhiệt độ thường. Sự hình thành lõm co trong cũng xảy ra tương tự. Giả thiết rằng, trong trường hợp này co lỏng được bù trừ nhờ hệ thống rót, bổ ngót sao cho mức kim loại lỏng lúc đầu không bị tụt xuống phía dưới của vật đúc; nghĩa là kim loại lỏng vẫn được duy trì ở mức cũ và chiều cao cột áp luôn không

đối. Sau một lớp đông đặc, phần thể tích bị bao kín của pha lỏng nhỏ dần. Do vậy, lõm co trong được bao bọc bởi lớp kim loại lỏng đông đặc sau cùng.

Trong một số trường hợp, khi thành trên của vật đúc có tốc độ nguội nhỏ hơn, thì vị trí lõm co trong có thể nằm gần lớp đông đặc phía trên. Sự tồn tại áp lực thấp trong lõm co gây ra sự cong mặt trên của vật đúc, qua đó thể tích lõm co trong giảm.

Độ co trong quá trình đông đặc của thép bằng 2,0 - 5% thể tích vật đúc ở nhiệt độ thường và phụ thuộc rất mạnh vào hàm lượng cacbon :

Hàm lượng cacbon, [%]:	0,1	0,35	0,45	0,7
------------------------	-----	------	------	-----

Độ co trong quá trình đông đặc, [%]:	2,0	3,0	4,3	5,3
--------------------------------------	-----	-----	-----	-----

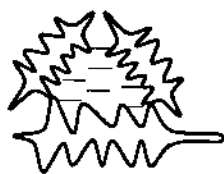
Tổng lượng co thể tích trong vật đúc thép nhìn chung cũng phụ thuộc vào hàm lượng cacbon :

Hàm lượng cacbon, [%]:	0,1	0,4	0,7	1,0
------------------------	-----	-----	-----	-----

Tổng lượng co thể tích, [%]:	10,5	11,3	12,1	14,0
------------------------------	------	------	------	------

3.1.3. Xốp tế vi trong vật đúc thép

Trong quá trình nguội, thể tích của hợp kim sẽ giảm đi theo quy luật chung là nóng nở ra, nguội co lại. Điều đó kết hợp với đặc tính kết tinh của kim loại trong khuôn sẽ làm xuất hiện lõm co và xốp co. Để hình dung được vấn đề này, cần phải nắm vững quá trình kết tinh và điều kiện bù trừ khi co kết tinh trong từng phần vật đúc.



a)



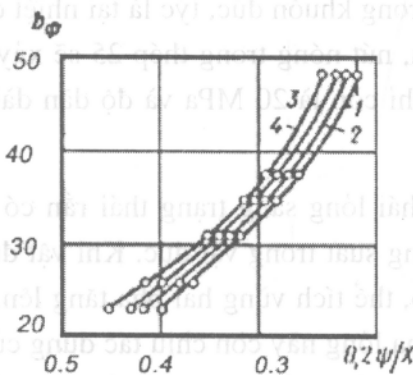
b)

Hình 3.4. Sự hình thành vùng kim loại lỏng bị cách ly giữa các nhánh cây (a) và xốp co tế vi được tạo thành (b)

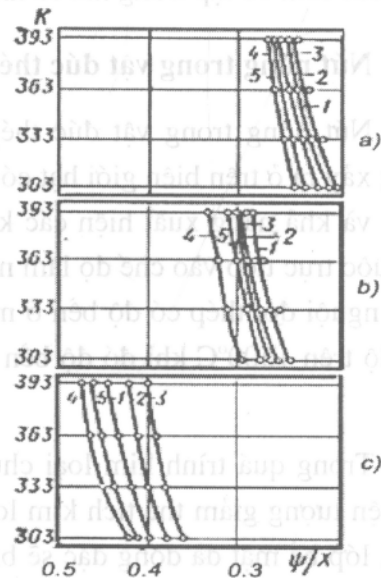
Về mặt lý thuyết, quá trình kết tinh trong khoảng nhiệt độ kết tinh bao gồm hai giai đoạn khác biệt. Giai đoạn 1 bắt đầu từ lúc hình thành tinh thể đầu tiên cho đến khi tâm của vật đúc đạt nhiệt độ đường lỏng. Giai đoạn này các lõm co tập trung xuất hiện và phát triển, vật đúc còn đặc chắc. Giai đoạn 2 xảy ra quá trình kết tinh ở vùng tâm vật đúc có nhiệt độ nhỏ hơn nhiệt độ đường lỏng nhưng cao hơn nhiệt độ đường đặc. Tức là

sẽ xảy ra co thể tích của vùng chuyển tiếp do các xóp co đã hình thành và phát triển trong lòng kim loại. Về nguyên tắc, không còn kim loại lỏng để bù co cho phần kim loại đang kết tinh và xóp co sẽ hình thành giữa các nhánh cây đang đông đặc (hình 3.4).

Khi khảo sát vật đúc có chiều dày $2X$, vùng xóp co hình thành có chiều dày 2ψ . Hình 3.5 mô tả quan hệ phụ thuộc ψ/X vào nhiệt độ rót với ba loại khuôn có hệ số tích nhiệt b_ϕ khác nhau. Nâng cao nhiệt rót, vùng xóp co cũng sẽ tăng lên. Thép hợp kim austenit có vùng xóp co tế vi nhỏ nhất. Hệ số dẫn nhiệt, tính thấm nhiệt thể tích và ẩn nhiệt kết tinh càng cao, chiều rộng vùng xóp co cũng càng rộng. Vật đúc thép hợp kim cao với hệ số dẫn nhiệt nhỏ sẽ có vùng xóp tế vi nhỏ nhất. Nâng cao khả năng tích nhiệt, tức là nâng cao khả năng trao đổi nhiệt giữa khuôn và vật đúc cũng làm xóp co tế vi giảm đi như thể hiện trên hình 3.6. Việc giảm thể tích xóp co có liên quan đến việc tăng thể tích lõm co tập trung. Tuy nhiên, việc giảm xóp co tế vi chỉ giảm đến một giá trị nhất định đối với mỗi loại thép, sau giá trị này hầu như không thể giảm được nữa. Về lý thuyết, có thể dùng hỗn hợp làm khuôn có khả năng tích nhiệt lớn để làm giảm vùng xóp tế vi nhưng trong thực tế việc loại bỏ hoàn toàn xóp tế vi là không thể thực hiện được. Muốn loại bỏ xóp tế vi phải dùng đến đậu ngót.



Hình 3.5. Sự phụ thuộc của giá trị ψ/X vào b_ϕ đối với thép 1Cr18Ni9Ti khi độ quá nhiệt thay đổi, K.



Hình 3.6. Sự phụ thuộc của giá trị ψ/X vào độ quá nhiệt khi hệ số b_ϕ thay đổi:

- a) $b_\phi = 48,2$; b) $-37,5$; c) $-23,1$.
 1-1Cr18Ni9Ti; 2- 1Cr18Ni9;
 3-Cr18Ni25C2; 4-C25; 5-C45

Nhiệt độ ban đầu của khuôn đúc cũng có ảnh hưởng mạnh đến sự hình thành xốp co. Nâng cao nhiệt độ nung khuôn, vùng xốp co cũng tăng. Như vậy, về phương diện xốp co tế vi thì không nên nâng nhiệt của kim loại lỏng và nhiệt độ khuôn đúc lên quá cao. Về mặt này, thép cacbon có xốp co nhiều hơn do những tính chất nhiệt lý của nó thúc đẩy quá trình hình thành xốp co.

Như vậy, muốn giảm vùng xốp co, có thể tiến hành bằng các cách sau đây: giảm khoảng đông và giảm các thông số nhiệt lý của hợp kim; giảm nhiệt độ rót, giảm hệ số tích nhiệt của khuôn và giảm nhiệt độ ban đầu của khuôn đúc.

Việc hình thành và phân bố xốp tế vi trong vật đúc thành dày phụ thuộc vào việc dịch chuyển kim loại lỏng từ vùng giữa các nhánh cây sang vùng chuyển tiếp của vật đúc đang kết tinh. Điều kiện nhiệt của quá trình kết tinh và các tính chất nhiệt lý của kim loại lỏng quyết định số lượng, hình dáng và tính chất của khoảng không giữa các nhánh cây (hay còn gọi là ống mao dẫn) mà các ống mao dẫn này lại quyết định các thông số cơ bản của quá trình dịch chuyển của pha lỏng. Xốp tế vi của thép sẽ giảm đi nhiều nếu dùng hỗn hợp làm khuôn có khả năng tích nhiệt cao, thí dụ, hỗn hợp làm khuôn có chứa cát macsalit, cát crommanhezit. Khi làm nguội nhanh, xốp co cũng giảm đi nhưng lõm co tập trung lại tăng lên. Cần phải tính toán đậu ngót cho hợp lý để không chỉ có các lõm co tập trung mà cả những vùng xốp co cũng chuyển hết về đậu ngót.

3.1.4. Nứt nóng trong vật đúc thép

Nứt nóng trong vật đúc thép thường xuất hiện ở khoảng nhiệt độ kết tinh và thường xảy ra ở trên biên giới hạt có bề mặt dễ bị oxy hoá. Chúng ta đã biết rằng, độ bền cơ học và khả năng xuất hiện các khuyết tật của vật đúc thép có xuất hiện hay không, phụ thuộc trực tiếp vào chế độ làm nguội hợp kim trong khuôn đúc, tức là tại nhiệt độ và tốc độ nguội đó, thép có độ bền ở mức nào. Thí dụ, nứt nóng trong thép 25 sẽ xảy ra ở nhiệt độ trên 1500°C khi đó độ bền kéo của thép chỉ còn là 20 MPa và độ giãn dài xấp xỉ 1%.

Trong quá trình kim loại chuyển từ trạng thái lỏng sang trạng thái rắn có kèm theo hiện tượng giảm thể tích kim loại và sinh ra ứng suất trong vật đúc. Khi vật đúc bị cản co, lớp bề mặt đã đông đặc sẽ bị biến dạng dẻo, thể tích vùng hai pha tăng lên. Pha lỏng ở trung tâm vật đúc bị nguội dần, đồng thời, pha lỏng này còn chịu tác dụng của áp lực thủy tĩnh và lực mao dẫn, nếu việc bổ sung kim loại lỏng từ hệ thống rót không thuận lợi, kim loại lỏng ở vùng này dễ bị phá hủy và hình thành nứt nóng. Về quan điểm này, thép cacbon sẽ có xu hướng nứt nóng mạnh nhất ở nồng độ $C = 0,2 - 0,3\%$, vì ở đó thép kết tinh ở nhiệt độ cao hơn nhiệt độ điểm J trên giản đồ trạng thái và rơi vào vùng

có ít pha lỏng, rất khó bổ sung kim loại cho khoảng không giữa các nhánh cây, xu hướng nứt nóng tăng lên.

Trong vật đúc thép hợp kim crom-niken austenit, rất dễ hình thành không những nứt nóng trong mà cả nứt bên ngoài. Ở nhiệt độ cao, độ bền, độ dẻo và hệ số dẫn nhiệt của thép 1Cr18Ni9T rất thấp, đây là nguyên nhân cơ bản gây nứt nóng cho thép hợp kim. Đối với thép 1Cr18Ni9T rất ít khi bị nứt nguội vì hợp kim này có độ dẻo khá cao ở nhiệt độ thường. Nâng cao nhiệt độ rót, thép hợp kim 1Cr18Ni9T chảy loãng khá tốt nhưng khuynh hướng hình thành nứt nóng lại tăng lên, bởi vậy công nghệ đúc hợp kim 1Cr18Ni9T rất khó khăn khi lựa chọn nhiệt độ rót. Mặt khác, khuynh hướng hình thành nứt nóng lại giảm khi tăng khả năng tích nhiệt của khuôn, do vậy cần sử dụng các loại hỗn hợp làm khuôn có khả năng tích nhiệt khác nhau để chế tạo khuôn đúc thép hợp kim cho thích hợp tùy thuộc vào việc chỗ đó có dễ dàng hình thành nứt nóng hay không.

Một trong những nguyên nhân cơ bản làm cho vật đúc thép dễ sinh nứt nóng chính là công nghệ nấu luyện. Titan, zirconi, ceri và bari với một lượng nhỏ cũng ảnh hưởng rất mạnh đến khả năng tạo nứt nóng của thép. Các thí nghiệm chứng tỏ ảnh hưởng riêng rẽ của từng nguyên tố cho thấy: 0,1 - 0,15% Ce hoặc 0,05% Ba hoặc 0,15% Ti hoặc 0,1% Zr đều làm cho khả năng xuất hiện cũng như diện tích bề mặt vết nứt nóng của thép là nhỏ nhất.

3.1.5. Lưu huỳnh và oxy trong thép

Lưu huỳnh là nguyên tố có hại nhất trong các nguyên tố tạp chất của thép. Nó là nguyên tố á kim. Biểu đồ trạng thái hình 3.7 chỉ ra rằng, lưu huỳnh không tan trong Fe_{α} và Fe_{γ} , tan trong Fe_{δ} với một lượng rất nhỏ, thí dụ, 0,05% và 0,005% tại nhiệt độ 1365°C và 918°C tương ứng. Trong hợp kim, cùng tinh Fe - FeS có nhiệt độ nóng chảy thấp (988°C), khi kết tinh sẽ nằm ở biên giới hạt làm cho gang dễ bị bờ nóng. Với thép, khi nung nóng để cán kéo hay gia công biến dạng, các cùng tinh này sẽ nóng chảy trước gây hiện tượng đứt ở biên giới hạt. Lưu huỳnh còn tạo cùng tinh Ni - Ni_3S_2 ($T''_{nc} = 644^{\circ}C$) cũng có tác dụng tương tự.

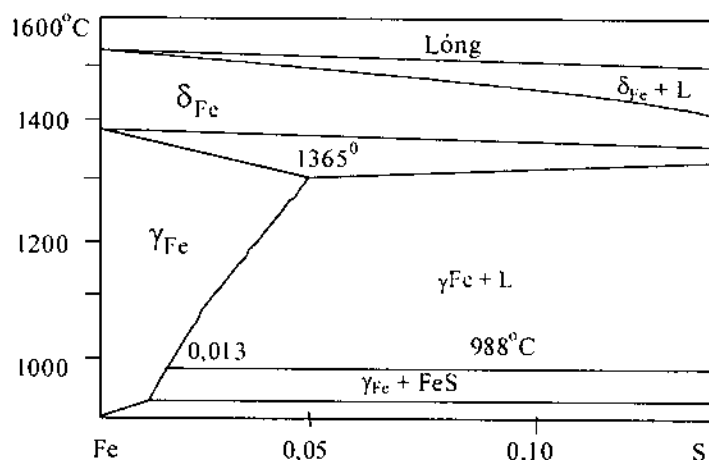
Khi tính toán nhiệt động học các quá trình khử lưu huỳnh, tác giả [7] chỉ ra rằng, độ hoà tan của lưu huỳnh [S] trong thép được mô tả bằng phương trình:

$$[S] = \frac{A}{[Mn] + B} \quad (3.1)$$

$$\lg A = -\frac{8410}{T} + 4,46$$

$$\lg B = -\frac{6720}{T} + 2,61$$

ở nhiệt độ 1500°C thì giá trị $[S] = 0,039\%$.



Hình 3.7. Giản đồ trạng thái Fe-S

Về hình thức tồn tại của lưu huỳnh trong gang, tác giả [8] cho rằng, trước hết lưu huỳnh có mặt trong gang dưới dạng các sunfit, thí dụ FeS, sau đó là S nguyên tử, anion S^{2-} và cuối cùng là hơi lưu huỳnh.

Vấn đề khử lưu huỳnh trong thép có chất lượng cao rất phức tạp, thường là phải dùng các nguyên tố có ái lực hoá học mạnh với lưu huỳnh. Về mặt nhiệt động học các phản ứng thì hàm lượng S càng cao, càng dễ khử. Bởi vậy, khi chế tạo thép đặc biệt có hàm lượng S thấp thì công nghệ khử sâu lưu huỳnh vẫn được quan tâm nghiên cứu nhiều.

Bản chất quá trình khử lưu huỳnh là quá trình khuếch tán của các loại sunfit. Thí dụ, FeS hoà tan cả trong xỉ và trong kim loại với hằng số phân bố cân bằng L_{FeS} :

$$L_{FeS} = \frac{N_{(FeS)}}{[\%FeS]} \quad (3.2)$$

Hằng số phân bố này chỉ phụ thuộc vào nhiệt độ. Nếu ta tìm cách giảm nồng độ của FeS trong xỉ xuống tới mức làm cho quan hệ $L_{FeS} \cdot [\%FeS] > N_{(FeS)}$ thì sẽ xảy ra quá trình hoà tan thuận:



có nghĩa là hàm lượng lưu huỳnh trong thép lỏng sẽ giảm đi.

Để giảm nồng độ S trong xỉ có thể dùng các biện pháp để chuyển FeS từ dạng dễ hoà tan thành dạng khó hoà tan bằng các phản ứng:



Các phản ứng này xảy ra theo chiều thuận lợi khi xỉ có độ kiềm cao; nồng độ (FeO) nhỏ, và nhiệt độ cao vì phản ứng là thu nhiệt.

Hàm lượng S trên 0,025% có thể dùng phương pháp khử lưu huỳnh ngoài lò bằng các bột khử tổng hợp, thí dụ, $\text{CaC}_2 + \text{CaO} + \text{CaF}_2 + \text{Na}_2\text{CO}_3$ + hợp kim trung gian Mg-Ce-Ca. Trong trường hợp muốn khử sâu hơn nữa phải dùng đến các nguyên tố đất hiếm. Khi tinh luyện thép bằng đất hiếm, trong thép không còn MnO, SiO_2 và Al_2O_3 do chúng đã kết hợp với oxit đất hiếm để tạo thành các hạt nổi lên xỉ. Các sunfit sẽ bị tinh luyện thành những hạt nhỏ mịn phân bố đều trong khối thép.

Oxy trong thép tồn tại chủ yếu ở dạng FeO. Các oxit này nếu không được loại bỏ thì rất dễ gây khuyết tật trong vật đúc thép như rỗ khí, giảm cơ tính do lẫn nhiều tạp chất. Ở một nhiệt độ nhất định, sự phân bố của FeO trong xỉ và trong kim loại tuân theo định luật phân bố:

$$L_{\text{FeO}} = \frac{(\text{FeO})}{[\text{FeO}]} \quad (3.6)$$

Nếu (FeO) giảm đi sẽ có quá trình khuếch tán $[\text{FeO}] \rightarrow (\text{FeO})$ và hàm lượng oxy trong thép cũng sẽ giảm đi. Để làm giảm lượng (FeO) phải dùng các chất có ái lực với oxy mạnh hơn ái lực hoá học với sắt. Khi đó sẽ xảy ra quá trình khử oxy và sản phẩm khử sẽ là dạng khí hoặc dạng dễ hoà tan vào trong xỉ. Thông thường hay dùng FeSi hoặc Al kim loại làm chất khử oxy. Thí dụ, khi dùng FeSi là chất khử sẽ có phản ứng:



(SiO_2) vừa hình thành sẽ hoà tan vào trong xỉ.

3.1.3. Tính chất từ của thép đúc

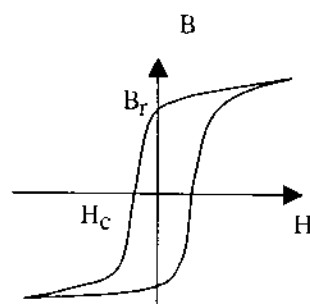
Trong kỹ thuật có những loại thép cần có từ tính nhưng có loại thép không được nhiễm từ hoặc ít bị nhiễm từ. Khả năng nhiễm từ của thép được đặc trưng bằng đường cong từ trễ mô tả quan hệ giữa cảm ứng từ B và cường độ từ trường H (hình 3.8).

Đường cong từ trễ cho ta biết những đặc tính quan trọng sau:

- Cảm ứng từ dư B_r (gauss) là cảm ứng từ còn lại sau khi đã khử từ trường.
- Lực khử từ H_C (eustet) là giá trị tương ứng với cường độ từ trường cần thiết để khử toàn bộ cảm ứng từ dư ($B_r = 0$).
- Độ thấm từ $\mu = B/H$.

Về mặt cảm ứng từ, thép từ có hai loại, hợp kim từ mềm và hợp kim từ cứng.

Thép từ mềm là loại thép có độ thấm từ cao để dễ nạp từ cho thép, lực khử từ H_C nhỏ và độ cảm ứng từ B lớn, thép có điện trở lớn tác dụng làm giảm tổn thất của dòng điện xoáy trong điều kiện có dòng điện biến thiên. Xuất phát từ những yêu cầu trên, vật đúc thép từ mềm cần có tổ chức đồng nhất một pha và tồn tại ứng suất nhỏ, thường là tổ chức ferit hạt thô và đồng đều. Thép loại này dùng làm lõi cực nam châm điện, máy biến thế...



Hình 3.8. Đường cong từ trễ

Thép từ cứng. Thép từ cứng là thép có đặc tính sau đây:

- Năng lượng từ lớn;
- Lực khử từ H_C lớn và ổn định;
- Cảm ứng từ dư B_r lớn.

Để đảm bảo thép có lực khử từ H_C lớn, thép phải có tổ chức không đồng nhất và chứa nhiều ứng suất, thí dụ pha mactenxit hoặc các pha dư tiết ra khi biến cứng phân tán. Thường dùng các mác thép (0,85 - 1,05)% C; (4,5 - 10,5)% Cr; (2,5 - 15)% Co còn lại là Fe. Hoặc họ Fe-W-Co hoặc Fe-Ni-Al.

Thép không nhiễm từ: là loại thép có tổn thất từ nhỏ nhất hay không làm sai lệch từ trường. Thép không nhiễm từ phải có tổ chức là austenit.

3.1.7. Biến tính thép

Về nguyên tắc, biến tính thép cũng dựa trên cơ sở là làm thế nào để sản xuất được thép có cấu trúc hạt nhỏ mịn, các tạp chất không mong muốn, nếu còn tồn tại trong thép, phải có cỡ hạt nhỏ mịn và phân bố đồng đều trong toàn bộ thể tích vật đúc. Tác dụng cơ bản của các chất biến tính trong thép là:

- Làm thay đổi sức căng bề mặt giữa các pha trong hợp kim,
- Làm thay đổi công cần thiết để tạo mầm có kích thước tới hạn, đồng thời cũng làm thay đổi tính linh động của các phân tử khi dịch chuyển từ pha này sang pha khác.

Nhiệt động học quá trình kết tinh cho hay, tốc độ tạo mầm I_n và tốc độ lớn lên của mầm I_c đều phụ thuộc vào sức căng bề mặt theo quan hệ:

$$I_n \sim k_1 \exp(-u/RT) \cdot \exp(-a \cdot \sigma^3), \quad (3.8)$$

$$I_c \sim k_2 \exp(-u/RT) \cdot \exp(-b \cdot \sigma^3), \quad (3.9)$$

trong đó: k_1 - hệ số động học; a, b - những tham số phụ thuộc nhiệt độ và độ quá nhiệt; u - năng lượng hoạt tính; σ - sức căng bề mặt; R - hằng số chất khí.

Những nguyên tố có tác dụng làm thay đổi năng lượng hoạt tính u và làm thay đổi sức căng bề mặt σ đều dẫn đến làm tăng tốc độ tạo mầm và kim hãm sự lớn lên của mầm nên có thể dùng làm chất biến tính. Trong các nguyên tố đó, trước hết phải kể đến nhôm (Al). Trong thép, nhôm vừa là chất khử oxy, đồng thời còn có tác dụng làm nhỏ mịn cấu trúc của thép. Cơ chế của hiện tượng này được giải thích như sau: Phản ứng của nhôm với oxy trong thép một mặt làm giảm hàm lượng oxy mặt khác tạo thành Al_2O_3 , như các tâm mầm kết tinh. Hàm lượng oxy trong thép giảm đi cũng làm giảm sức căng bề mặt của thép lỏng, do đó tốc độ tạo mầm sẽ tăng lên. Kết quả là độ hạt của thép sẽ trở nên nhỏ mịn hơn.

Đối với thép graphit, các nguyên tố B, Bi, Te với hàm lượng dưới 0,1% đều có tác dụng cầu hoá các hạt graphit. Với các loại thép khác thì những nguyên tố trên có tác dụng làm nhỏ mịn cấu trúc pha thứ nhất, vì nó làm giảm năng lượng dùng để dịch chuyển các nguyên tử từ austenit thành mầm, tức là nó làm thuận lợi cho quá trình khuếch tán khi kết tinh.

Các nguyên tố kim loại đất hiếm như Ce, La, Y... cũng là những chất biến tính thông dụng cho thép. Những nguyên tố này có ái lực rất mạnh với oxy và lưu huỳnh cho nên chúng vừa là chất khử oxy, lưu huỳnh nhưng cũng đồng thời là những nguyên tố làm nhỏ mịn cỡ hạt của thép, đặc biệt là những tạp chất còn lại trong thép như các loại oxit, cacbit, sunfit... Với hàm lượng đất hiếm thích hợp có thể sản xuất được các mác thép có các hạt tạp chất nói trên hoàn toàn là hình cầu và phân bố đồng đều trên toàn bộ thiết diện vật đúc.

3.2. SỰ HÌNH THÀNH TỔ CHỨC VÀ TÍNH CHẤT CỦA THÉP

3.2.1. Tổ chức thép đúc

Thép là hợp kim của sắt và cacbon với hàm lượng cacbon nhỏ hơn 2,14%. Do hàm lượng cacbon nhỏ và đôi khi còn có các nguyên tố hợp kim hoá nên hầu hết cacbon sẽ kết tinh ở dạng xementit. Trên giản đồ Fe-Fe₃C có 5 vùng đơn pha, đó là pha lỏng, các dung dịch rắn α , γ , δ và xementit.

Trong thép, ở nhiệt độ thường, số lượng xementit không nhiều, tối đa cũng chỉ khoảng 25%. Tuy số lượng không nhiều nhưng tùy theo số lượng, kích thước, độ phân tán và cách phân bố của xementit mà nó cùng với các pha nền α hoặc γ sẽ tạo nên các trạng thái tổ chức rất khác nhau, thép sẽ có tính năng sử dụng rất đa dạng. Đối với thép cacbon thường, các tổ chức được hình thành chủ yếu là tuân theo giản đồ Fe-C kinh điển. Các thép hợp kim cao, cacbon thấp thì giản đồ Fe-Me có tác dụng chính xác hơn nhiều. Trong thép hợp kim, chủ yếu có ba pha là α , γ và cacbit, cũng có thể có thêm một số tạp chất phi kim hoặc các hợp chất giữa các kim loại. Nếu thép chứa nhiều loại cacbit thì các nguyên tố hợp kim cũng phân bố trong các pha cacbit đó cũng rất khác nhau. Xem xét các trường hợp cụ thể sau đây.

a. Tổ chức chỉ gồm hai pha đơn giản $\alpha + \gamma$. Đây là trường hợp thép hợp kim có hàm lượng cacbon thấp hoặc không chứa cacbon. Đi sâu phân tích giản đồ trạng thái hai nguyên thì những nguyên tố ổn định pha nào, nó sẽ làm tăng số lượng của chính pha đó và nó cũng hoà tan vào trong pha đó nhiều hơn. Thí dụ, trong hợp kim ba nguyên Fe-Cr-Mn, molipden làm tăng tương đối lượng pha α và Mo cũng tan trong α nhiều hơn. Dựa theo nguyên tắc này, có thể hợp kim hoá những nguyên tố với hàm lượng thích hợp sẽ làm thủ tiêu hẳn một pha này và hợp kim chỉ còn lại một pha kia.

b. Tổ chức chỉ có $\alpha + k$ (cacbit) hoặc chỉ có $\gamma + k$. Nguyên lý hình thành các tổ chức này cũng phụ thuộc chủ yếu vào các nguyên tố hợp kim và thành phần của chúng. Về nguyên tắc, những nguyên tố tạo cacbit thì tan nhiều trong cacbit, các nguyên tố không tạo cacbit sẽ tan nhiều trong dung dịch rắn. Số lượng và bản chất của các loại cacbit phụ thuộc vào hàm lượng các nguyên tố hợp kim, hàm lượng cacbon trong thép. Thí dụ, crom là nguyên tố cacbit hoá, khi hàm lượng Cr trong thép tăng từ 2,1% lên 3,6% thì dạng cacbit sẽ chuyển từ $Fe_3C + Cr_7C_3$ thành Cr_7C_3 và lượng Cr tan trong cacbit cũng tăng từ 36,3% lên 69,4%. Hàm lượng Cr tăng từ 3,6% lên 6,7% thì loại cacbit không thay đổi nhưng lượng Cr tan trong cacbit tăng lên. Ngược lại, khi hàm lượng Cr không đổi, nếu tăng hàm lượng cacbon trong thép sẽ làm cho cacbit thay đổi từ Cr_7C_3 thành Fe_3C và lượng crom tan trong cacbit cũng giảm theo.

c. Tồn tại đồng thời nhiều loại cacbit. Trong trường hợp này, các nguyên tố hợp kim tan trong cả cacbit lẫn trong dung dịch rắn. Việc hình thành loại cacbit nào cũng phụ thuộc vào hàm lượng các nguyên tố hợp kim và hàm lượng cacbon. Nguyên tắc chung là, hàm lượng C thấp hoặc tương đối cao thì loại cacbit kiểu MC được ưu tiên. Hàm lượng C trung bình và các nguyên tố hợp kim cao sẽ hình thành M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C . Thí dụ, trong thép 12CrNi9, sau khi tôi và ram sẽ tiết ra cacbit $(CrFe)_{23}C_6$. Khi cho lượng nhỏ 0,6 - 0,8% Ti vào trong thép, hầu hết Ti sẽ ưu tiên tham gia tạo thành TiC. Phần lớn Cr sẽ tan vào dung dịch rắn, phần Cr còn lại sẽ tạo cacbit và tập trung ở biên giới hạt.

Đây là phương pháp làm giàu Cr ở tinh giới hạt, chống lại hiện tượng ăn mòn tinh giới hạt trong thép không gỉ. Trong thép chứa Mo, khi có mặt vanadi, cacbit ưu tiên hình thành là VC, molipden sẽ được giải phóng khỏi cacbit và tan vào dung dịch rắn, nâng cao khả năng hoà tan tăng bền cho thép.

3.2.2. Hợp kim hoá

Kim loại nguyên chất thường có tính chất hoá học, vật lý vô cùng quý giá nhưng cơ tính lại rất thấp. Ngày nay, tuy đã có công nghệ cao nhưng việc chế tạo kim loại nguyên chất vẫn rất phức tạp và đôi khi không có hiệu quả. Trong kỹ thuật hiện nay, kim loại gọi là nguyên chất đang được sử dụng thực chất mới chỉ là kim loại siêu sạch. Cùng với phát triển của khoa học kỹ thuật, các loại hợp kim đã ra đời và ngày càng được sử dụng rộng rãi ở nhiều lĩnh vực khác nhau, từ những hợp kim thông thường nhất là gang và thép cho đến những hợp kim đặc biệt như hợp kim nhớ hình, hợp kim siêu dẻo v.v. Trong hợp kim, các nguyên tố hợp kim hoá cùng với nguyên tố nền hình thành các pha hợp kim đồng thời làm thay đổi tổ chức nền kim loại. Bằng cách thay đổi thành phần các nguyên tố hợp kim, có thể tạo thành hàng ngàn mác hợp kim có tính chất khác nhau. Mức độ ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim phụ thuộc vào các yếu tố như: bản chất và hàm lượng các nguyên tố, sự tương tác lẫn nhau giữa các nguyên tử... Bởi vậy khi nghiên cứu tính chất của một hợp kim nào đó, cần thiết phải biết ảnh hưởng của từng nguyên tố cụ thể sau đó đánh giá sự ảnh hưởng tổng hợp của các nguyên tố đến tính chất của hệ.

Hợp kim hoá là một quá trình cho một số nguyên tố khác vào trong kim loại nền nhằm làm thay đổi tổ chức và cấu trúc của kim loại, đồng thời cũng làm thay đổi thành phần hoá học của hợp kim, thậm chí có thể tạo ra một loại vật liệu mới.

Các nguyên tố hợp kim có mặt trong hợp kim thường theo các nguồn sau đây:

- Có trong thành phần mẻ liệu;
- Từ môi trường nấu luyện;
- Ngẫu nhiên đi vào hợp kim do lẫn lộn trong mẻ liệu;
- Được đưa vào hợp kim theo ý định làm thay đổi tính chất của hợp kim.

Ba loại nguyên tố đầu được coi là ảnh hưởng rất phức tạp đến tính chất và tổ chức của hợp kim và thường là không thể định lượng chính xác được, do vậy hàm lượng của chúng phải được quy định một giới hạn cho phép nào đó.

Các nguyên tố hợp kim cùng với các nguyên tố nền sẽ tạo thành các hệ hợp kim

hai nguyên, ba nguyên hoặc đa nguyên. Ảnh hưởng của các nguyên tố này không chỉ là những tương tác song phương mà còn có sự tương tác qua lại giữa các nguyên tố. Tuy có ảnh hưởng phức tạp nhưng các nguyên tố hợp kim vẫn phải được đánh giá theo các tiêu chuẩn sau:

- Làm thay đổi được tổ chức và tính chất của hợp kim.
- Cải thiện được tính chất công nghệ chế tạo vật liệu và quá trình gia công sử dụng.
- Phù hợp với các chỉ tiêu kinh tế.

Hiện nay hợp kim được sử dụng rộng rãi và phổ biến nhất là hợp kim trên cơ sở của sắt, một loại vật liệu đã phát triển rực rỡ, góp phần đưa khoa học kỹ thuật tiến bộ vượt bậc như ngày nay. Hợp kim nên sắt được nghiên cứu và sử dụng rộng rãi vì sắt có những tính chất khá đặc biệt. Trước hết Fe là một nguyên tố chuyển tiếp với cấu hình điện tử $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$. Trong cấu hình này, lớp 3d chưa đầy thì đã có hai điện tử nhảy lên mức 4s trong khi lớp 3d vẫn còn khả năng nhận thêm điện tử của các nguyên tố khác, để lại hoá trị đa, tạo liên kết ổn định và tạo thành các pha mong muốn trong hợp kim.

Thoả mãn các yêu cầu trên, hiện nay thường dùng các nguyên tố sau đây làm các nguyên tố hợp kim hoá:

Chu kỳ 2: Be, B, C, N

Chu kỳ 3: Al, Si, P

Chu kỳ 4 : Ti, V, Cr, Co, Ni, Cu

Chu kỳ 5 : Zn, Nb, Mo

Chu kỳ 6 : W, Hf, Ta

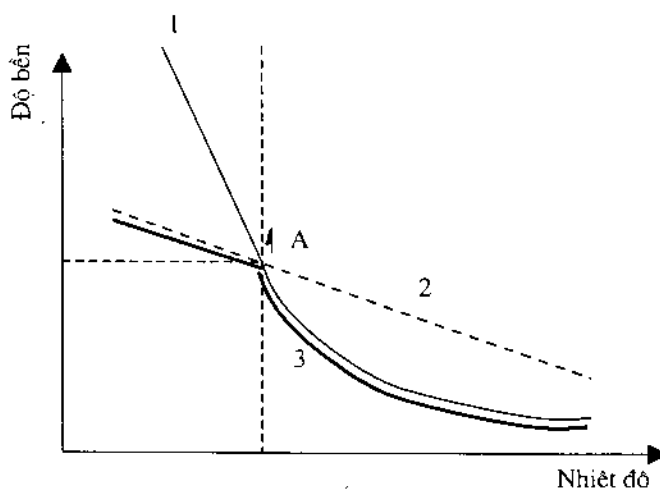
Ngoài các nguyên tố nói trên, còn một số nguyên tố khác mà cơ chế tác dụng của chúng còn đang được nghiên cứu để làm sáng tỏ, thí dụ như các nguyên tố kim loại nhóm đất hiếm. Nhóm kim loại này có ái lực rất mạnh với oxy và lưu huỳnh, sản phẩm của các phản ứng này rất đa dạng và có ảnh hưởng rất mạnh đến tổ chức của hợp kim.

Về nguyên lý, khi cho các nguyên tố hợp kim vào trong thép nhằm làm thay đổi độ bền của thép mà độ bền, suy cho cùng, lại phụ thuộc vào cấu tạo hạt tinh thể và biên giới của chúng. Tương quan của hai loại độ bền này còn tùy thuộc vào nhiệt độ mà thép sẽ làm việc. Ảnh hưởng của nhiệt độ làm việc đến độ bền của thép cũng như các loại vật

liệu khác được minh hoạ trên hình 3.9.

Hình 3.9. Độ bền của thép phụ thuộc vào nhiệt độ, xét theo quan điểm vi mô.

1. Độ bền biên giới hạt;
2. Độ bền trong hạt tinh thể;
3. Độ bền của kim loại.



Ở vùng nhiệt độ thấp, độ bền bên trong hạt tinh thể rất nhỏ, có nghĩa là sự liên kết giữa các phân tử bên trong nội tại của hạt kim loại rất yếu. Độ bền bên trong hạt tinh thể sẽ quyết định độ bền của kim loại nói chung. Muốn nâng cao độ bền trong trường hợp này cần nâng cao độ bền liên kết bên trong nội tại của hạt tinh thể bằng cách:

- Hợp kim hoá bằng các nguyên tố tạo dung dịch đặc với sắt.
- Giảm kích thước hạt tinh thể bằng cách biến tính nhỏ mịn hạt nhờ các nguyên tố hoặc hợp chất có tác dụng tạo tâm mầm kết tinh.

Ở vùng nhiệt độ cao, độ bền biên giới hạt lại nhỏ hơn rất nhiều so với độ bền bên trong hạt. Khi thử kéo, sự đứt gãy xảy ra ở ngay trên biên giới hạt. Trong trường hợp này cần dùng phương pháp tăng độ bền tinh giới bằng cách:

- Hợp kim hoá bằng các nguyên tố tạo các pha phân tán mịn trên biên giới hạt,
- Tăng kích thước hạt tinh thể.

Tại điểm A, độ bền tinh giới tương đương độ bền bên trong hạt tinh thể. Điểm này gọi là điểm dương lượng. Khi thử độ bền, cả biên giới và cả bản thân hạt cũng bị bẻ gãy. Trong trường hợp này, muốn tăng độ bền cần tăng cả độ bền tinh giới lẫn độ bền bên trong hạt bằng cách hợp kim hoá bằng nhiều nguyên tố, cả những nguyên tố tạo dung dịch đặc với sắt, cả những nguyên tố tạo pha phân tán trên biên giới hạt. Thí dụ, niken là nguyên tố tạo dung dịch đặc với sắt nên nó làm tăng độ bền cho bản thân hạt

tin cậy. Thép hợp kim hoá bằng niken làm việc rất tốt ở nhiệt độ thấp và nhiệt độ thường, không chịu được nhiệt độ cao. Nhưng nếu hợp kim hoá thêm crom, thép sẽ được tăng bền ở cả biên giới hạt, ở cả bên trong hạt và thép sẽ có độ bền rất cao ở nhiệt độ cao.

Ảnh hưởng của nguyên tố hợp kim đến nhiệt độ chuyển biến thù hình của sắt

Khi các nguyên tố hợp kim tan vào trong sắt, chúng sẽ làm thay đổi năng lượng tự do của hệ, làm thay đổi các nhiệt độ chuyển biến thù hình của sắt, mở rộng hoặc thu hẹp khoảng nhiệt độ tồn tại ô mạng, tức là hạ thấp hoặc nâng cao các đường tới hạn A3 và A4 (mở rộng hoặc thu hẹp vùng α và vùng γ). Dựa theo nguyên tắc này, có thể chia các nguyên tố hợp kim thành các nhóm sau đây:

- Nguyên tố ổn định vùng γ : tức là làm nâng cao A4 và hạ thấp A3. Trong số các nguyên tố này lại được chia làm hai nhóm. Nhóm thứ nhất, mở rộng vùng γ và hoà tan vô hạn vào trong Fe- α , đó là các nguyên tố Mn, Co, Ni, Pt... Nhóm thứ hai, các nguyên tố mở rộng vùng γ nhưng tạo các hợp chất hoá học bao bọc vùng γ , đó là các nguyên tố: C, Cu, N, Zn, Au...

- Nguyên tố thu hẹp vùng γ (ổn định α). Đây là những nguyên tố có tác dụng hạ thấp A4, nâng cao A3, làm ổn định α và bao bọc pha γ . Các nguyên tố này cũng lại được chia làm hai nhóm. Nhóm thứ nhất, thu hẹp vùng γ , tạo đồng thời hai pha $\alpha+\gamma$ và hoà tan vô hạn vào α , thí dụ, Cr, V. Nhóm thứ hai, thu hẹp vùng γ , tạo các hợp chất hoá học phong toả vùng γ , thí dụ Si, Ti, Ta.

Tương tác sắt-cacbon-nguyên tố hợp kim

Sắt và cacbon tương tác với nhau có thể tạo thành các pha dung dịch rắn xen kẽ khi hàm lượng cacbon thấp như đã giới thiệu trong giáo trình Kim loại học. Nguyên tử cacbon hoà tan trong dung dịch rắn sẽ làm giảm liên kết nguyên tử cùng loại Fe-Fe và thể hiện ở nhiệt độ nóng chảy giảm dần đến điểm C (1147°C) tương ứng với hàm lượng cacbon là 4,3% theo trọng lượng. Khi hàm lượng C cao hơn 4,3%, từ dung dịch lỏng tiết ra pha xementit Fe₃C. Giới hạn hoà tan của C trong austenit là đường ES và trong ferit là đường PQ trên giản đồ hình 2.1, vì vậy ở các nhiệt độ tương ứng, khi hàm lượng cacbon cao hơn các giới hạn trên đều xảy ra hiện tượng tích thoát ra xementit.

Các nguyên tố hợp kim có hai kiểu tác dụng với cacbon phụ thuộc vào ái lực của chúng với cacbon.

a) Các nguyên tố không tạo cacbit

Đó là các nguyên tố Ni, Si, Co, Al và Cu. Các nguyên tố này chỉ tồn tại trong thép ở dạng dung dịch rắn hoặc pha liên kết kim loại với sắt mà không tạo thành cacbit.

Silic còn có tác dụng ngăn cản cacbon liên kết với sắt, ngăn cản sự phát triển của các loại cacbit khác. Coban không tạo cacbit mà còn thúc đẩy graphit hoá, tăng xu hướng thoát cacbon khi nhiệt luyện.

b) Các nguyên tố tạo cacbit

Là những nguyên tố như Fe, Mn, Cr, W, V, Mo, Zr, Nb, Ti... có ái lực hoá học mạnh với cacbon. Chúng có thể tạo thành cacbit riêng hoặc hoà tan trong xementit tạo thành xementit hợp kim. Như vậy, trong thép hợp kim ngoài xementit còn có một số cacbit đặc biệt khác với mức độ ổn định khác nhau. Các loại cacbit này cùng với ferit tạo nên các trạng thái tổ chức khác nhau, làm cho thép có những tính năng đặc biệt.

Các loại cacbit

1. Loại cacbit có kiểu mạng đơn giản

Trừ Fe, Cr và Mn, các nguyên tố tạo thành cacbit trong thép đều có đường kính nguyên tử khá lớn, thoả mãn điều kiện $d_C/d_M < 0,59$ (C-cacbon; M-kim loại) và đều có thể cùng cacbon tạo nên các pha xen kẽ với kiểu mạng tinh thể đơn giản, thí dụ, TiC, WC, VC, NbC, ZrC, TaC, HfC, Mo₂C, W₂C... Các loại cacbit này có những đặc điểm: nhiệt độ nóng chảy cao, tính ổn định cao. Thí dụ, TiC nóng chảy ở 3200°C, WC ở 2600°C, VC ở 2750°C; độ cứng cao hơn Fe₃C nhưng không giòn như Fe₃C.

2. Cacbit hợp kim có kiểu mạng phức tạp

Khi $d_C/d_M > 0,59$, cacbon cùng các nguyên tố hợp kim có thể tạo thành các loại cacbit có cấu trúc lục giác phức tạp như Cr₃C₇, Cr₃C₂, Mn₇C₃, hoặc mạng lục giác đơn giản như Mo₂C, W₂C, MoC. Các loại cacbit này có nhiệt độ nóng chảy không cao (1600 – 1800°C) độ cứng rất cao nhưng tính ổn định kém, dễ bị phân hủy khi nung nóng để nhiệt luyện.

3. Xementit hợp kim

Khi hàm lượng các nguyên tố tạo cacbit thấp (1 - 2%) và nhất là đối với những nguyên tố tạo cacbit yếu, một phần chúng hoà tan vào dung dịch rắn, một phần hoà tan trong xementit tạo thành (Fe, Me)₃C gọi là xementit hợp kim.

Việc hình thành loại cacbit nào còn phụ thuộc vào hàm lượng các nguyên tố hợp kim, hàm lượng cacbon, nhiệt độ và thời gian nấu luyện. Nguyên tắc chung là, khi có đủ điều kiện về nhiệt động học thì ưu tiên hình thành các loại cacbit mạnh, tức là những cacbit có tính ổn định cao, thí dụ Ti, Zr, Nb, V, Hf. Việc tạo thành cacbit riêng chỉ xảy ra ở một nồng độ nhất định, thí dụ, trong thép thoả mãn mãn giới hạn sau đây: Cr < 1,8%; Mo < 0,4%; W < 1,0%; V < 0,3% sẽ không tạo thành cacbit riêng mà tạo thành xementit

hợp kim. Các nguyên tố như Ti, Zr và Nb hoà tan rất ít trong thép và cũng hoà tan rất ít trong Fe_3C vì vậy thép có chứa những nguyên tố này thường hình thành cacbit dạng MC có tính ổn định rất cao và thường được dùng để biến tính làm nhỏ mịn hạt thép khi đúc cũng như khi nhiệt luyện.

Hoà tan các nguyên tố hợp kim

Mặc dù trong lò nấu, quá trình khuấy trộn do đối lưu xảy ra rất mạnh, nhưng tốc độ hoà tan các nguyên tố cũng không đáng kể. Bởi vậy, đôi khi còn bắt buộc phải giữ nhiệt kim loại lỏng trong một thời gian nhất định để cho các nguyên tố hợp kim hoà tan triệt để. Trong nhiều trường hợp còn phải khuấy cưỡng bức để các nguyên tố hoà tan và làm đồng đều thành phần. Thông thường, tốc độ hoà tan của các nguyên tố sẽ tăng theo nhiệt độ. Thực nghiệm đã xác định sự phụ thuộc của tốc độ hoà tan v vào nhiệt độ T theo quan hệ sau:

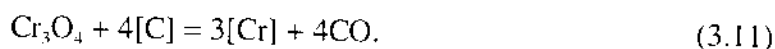
$$\lg v = a - \frac{b}{T} \quad (3.10)$$

Bảng 3.1. Các hệ số a và b trong công thức 3.10

	Si	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W
a	4,86	3,95	5,70	8,70	3,55	3,00	6,05
b	7900	6600	9000	12700	3600	5000	9800

Với kim loại nguyên chất, tốc độ hoà tan của các nguyên tố giảm dần theo thứ tự Ti, Cr, W, Mo, nhưng trong các loại fero thì FeW có tốc độ hoà tan nhanh hơn cả. Sản phẩm của quá trình hoà tan nói trên là các loại oxit, cacbit và sunfit. Về nguyên tắc, các sản phẩm này phải được loại bỏ trong quá trình nấu luyện thông qua môi trường xỉ mà nguyên lý cơ bản của nó là hệ số phân bố các nguyên tố giữa hai pha kim loại lỏng và xỉ.

Trong hệ Fe-Ni-Cr, khi hàm lượng Cr > 9% oxit crom sẽ bị khử theo phản ứng:



Nếu coi xỉ bão hoà có thành phần chủ yếu là oxit crom, môi trường khử là dung dịch lý tưởng, áp suất của CO là 1 at, phản ứng trên sẽ có hằng số cân bằng:

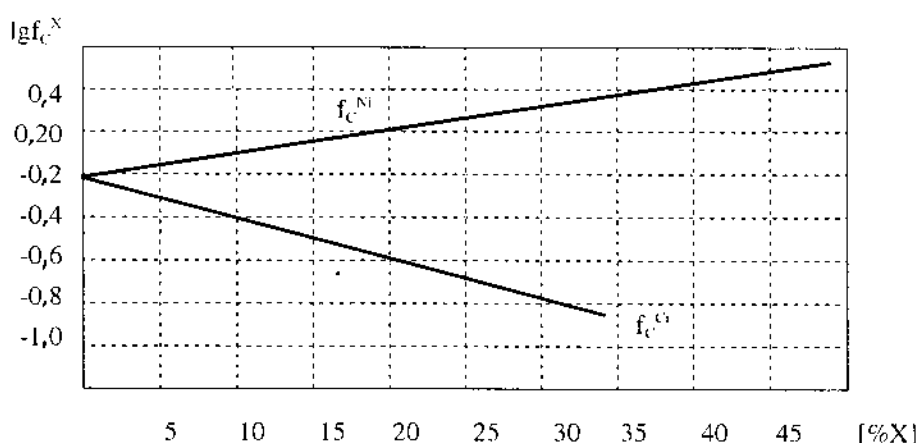
$$K = \frac{[Cr]^{3/4}}{f_c[C]}$$

Thực nghiệm đã tính được:

$$\lg K = -\frac{11320}{T} + 7,64$$

Trong đó đã tính đến hệ số tương tác của crom đối với cacbon $e_{Cr}^C = -0,2$. Ảnh hưởng của Cr và Ni đến hoạt độ của cacbon trong hệ được cho trên hình 3.10.

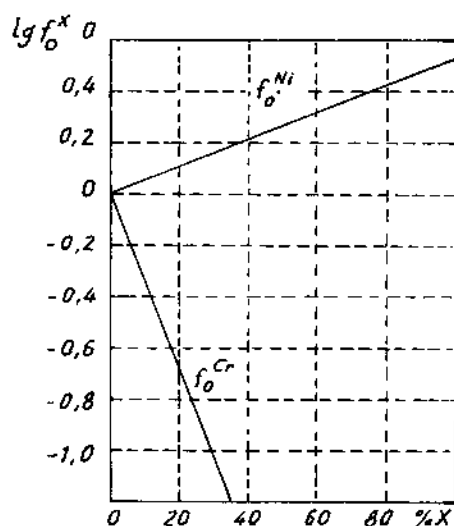
Rõ ràng là, niken là nguyên tố làm nâng cao hoạt độ của cacbon còn crom có tác dụng ngược lại. Cùng một nồng độ (Cr+Ni), nâng cao nhiệt độ sẽ làm cho khả năng hoà tan của C giảm đi nhưng vai trò tác dụng của Ni là chủ yếu. Đây là một đặc điểm rất quan trọng khi nấu hợp kim chứa Cr+Ni với hàm lượng Ni khá cao.



Hình 3.10. Hoạt độ của C trong hợp kim chứa Cr và Ni.

Ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim Cr và Ni trong hệ hợp kim cao có tác dụng bù trừ lẫn nhau, bởi vậy để nâng cao cơ tính của vật liệu như gang và thép nên dùng phối hợp cả hai nguyên tố trên. Thành phần và tỷ lệ các nguyên tố này được đánh giá thông qua ảnh hưởng của chúng đến sự hoà tan của oxy vào trong hệ (hình 3.11).

Oxy trong hợp kim nhất là trong thép, là nguyên nhân hình thành rất nhiều các khuyết tật khi đúc. Dạng tồn tại của oxy trong hợp kim thường là các oxit, oxy nguyên tử và ion O^{2-} . Trong các oxit có trong gang và thép, trước hết phải kể đến FeO sau đó là các dạng



Hình 3.11. Hoạt độ của oxy trong hợp kim chứa Cr và Ni

oxit crom. Việc loại bỏ các oxit này ra khỏi hợp kim là vấn đề rất quan trọng khi chế tạo các loại hợp kim chất lượng cao. Trong trường hợp không thể loại được chúng ra khỏi kim loại, thường phải dùng giải pháp biến tính để làm thay đổi hình dạng của chúng, nhằm nâng cao cơ tính vật liệu.

Trong hợp kim Fe-C có chứa Cr+Ni, khi hàm lượng Cr > 16%, nếu nâng cao hàm lượng Cr thì cũng làm nâng cao độ hoà tan của O₂ vào hợp kim, bên cạnh Cr₂O₃ còn có cả CrO. Tỷ lệ Cr₂O₃/CrO tăng cùng với việc tăng hàm lượng Cr. Niken là nguyên tố có ảnh hưởng rất mạnh đến việc hình thành các loại oxit này. Nếu coi x là tỷ lệ giữa số nguyên tử Cr và số nguyên tử oxy khi tạo thành các loại oxit, ta có mối quan hệ:

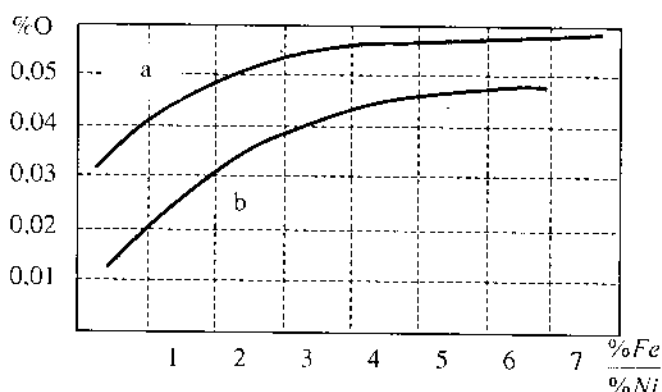
$$x = \frac{0,69 + 0,017[\text{Ni}]}{1,14 + 0,003[\text{Ni}]} \quad (3.12)$$

Khi hợp kim không chứa Ni thì x = 0,608, oxit xuất hiện là Cr₂O₃. Khi Ni = 20%, trong hợp kim có cả Cr₂O₃ lẫn CrO. Nếu Ni = 40% thì chỉ có CrO xuất hiện. Như vậy Ni không chỉ làm thúc đẩy quá trình oxy hoá cacbon mà còn giảm độ hoà tan của oxy trong hợp kim, tức là làm giảm khả năng cháy Cr khi tiến hành hợp kim hoá (hình 3.12).

Hình 3.12 cho thấy, niken làm tốt quá trình oxy hoá cacbon, hạ thấp độ hoà tan của oxy vào trong hệ Fe-C-Cr-Ni-O. Do niken làm nâng cao hệ số hoạt độ của oxy và cacbon (f_C và f_O) nên niken không chỉ làm quá trình khử cacbon tốt hơn mà còn hạ thấp được lượng crom bị cháy khi nấu luyện.

Hình 3.12. Độ hoà tan của oxy trong hợp kim chứa Cr và Ni

a- 20%Cr, T = 1750°C
b- 20%Cr, T = 1650°C



Công nghệ nấu luyện gang, thép hợp kim có chứa cả crom và niken đòi hỏi phải có kiến thức tổng hợp về ảnh hưởng của các nguyên tố trên. Hàm lượng niken không những có ảnh hưởng tích cực đến quá trình khử oxy của thép mà còn ảnh hưởng đến việc hình thành loại oxit crom, tức là loại oxit crom nào sẽ được hình thành còn phụ thuộc vào hàm lượng niken trong thép. Bản chất các loại oxit này lại có tác dụng đến chất lượng của thép thông qua công nghệ có thể khử được chúng ra xỉ hay là không.

3.3. MỘT SỐ LOẠI THÉP ĐÚC

3.3.1. Thép đúc không hợp kim

a) Đặc điểm chung

Có nhiều cách phân loại thép. Tiêu chuẩn Việt Nam (TCVN) phân chia thép thành thép xây dựng, thép kết cấu dùng cho chế tạo máy, thép có tính năng đặc biệt và thép dụng cụ. Thép kết cấu để chế tạo máy là thép được dùng làm chi tiết máy trong đó có nhiều chi tiết chịu lắp ghép, đòi hỏi có cơ tính tổng hợp cao (không những độ bền mà độ dẻo, độ dai cũng phải tốt) đôi khi lại cần cả tính chống mài mòn, độ cứng, chịu ăn mòn... Giáo trình này chỉ đề cập đến các loại thép cacbon đúc mà không đề cập đến thép cacbon xây dựng (thép xây dựng có ký hiệu là CT).

Thép cacbon là thép chỉ có cacbon, không chứa các nguyên tố hợp kim hoá và được chia làm bốn loại:

1. Thép cacbon chất lượng thường;
2. Thép cacbon kết cấu chất lượng tốt;
3. Thép dụng cụ cacbon và
4. Thép cacbon có công dụng đặc biệt (thép ray, thép trục toa xe...).

Ký hiệu thép theo TCVN 1766-75 là chữ C kèm theo là con số chỉ phần vạn cacbon, thí dụ: C10 là thép cacbon đơn giản chứa khoảng 0,1%C.

Năng cao hàm lượng cacbon, giá trị giới hạn chảy cũng tăng lên nhưng tăng không mạnh bằng độ bền kéo. Khi hàm lượng C trên 0,45% thì giới hạn chảy không tăng nữa mặc dù độ bền kéo vẫn tiếp tục tăng, độ dẻo giảm mạnh, độ cứng tăng nhanh làm cho thép trở nên khó gia công hơn. Bởi vậy, trong thực tế, khi đúc vật đúc bằng thép cacbon thông thường nên khống chế hàm lượng C trong giới hạn 0,4 - 0,45%.

Hàm lượng cacbon càng cao, khoảng kết tinh càng mở rộng và nhiệt độ nóng chảy của thép càng giảm đi, điều đó dẫn đến độ chảy loãng của thép sẽ tốt hơn. Như trên đã trình bày, độ chảy loãng của thép đạt giá trị lớn nhất khi $C = 0,2\%$, bởi vậy, với những vật đúc có thành mỏng, nên dùng giới hạn dưới của C là 0,2% để đảm bảo vật đúc được điền đầy tốt. Mặt khác hàm lượng cacbon thấp còn làm cho thép co ít hơn, ứng suất ít có khả năng xuất hiện hơn. Điều này rất thích hợp với những vật đúc có khuynh hướng tạo thành các vết nứt khi đông đặc. Nhưng với vật đúc có bề mặt lớn, chiều dày quy đổi không lớn lắm thì nên chọn hàm lượng C hơi cao vì khi đó nhiệt độ nóng chảy và nhiệt độ kết tinh đều giảm, có thể giữ nhiệt trong khoảng thời gian dài, giảm khả năng hình thành các vật lẫn phi kim và khí trong vật đúc.

Lưu huỳnh là tạp chất có hại nhất trong vật đúc bằng thép cacbon. Lưu huỳnh gây ra hiện tượng nở nóng cho thép ở nồng độ 0,01 - 0,02% S, làm giảm cơ tính của thép rất mạnh. Cần dùng mọi biện pháp để giảm hàm lượng S xuống đến mức thấp nhất có thể được. Mangan là nguyên tố có khả năng khử S bằng cách tác dụng với lưu huỳnh để tạo thành MnS. Khi hàm lượng Mn = 0,5 - 0,7% mà S ban đầu nhỏ hơn 0,05% thì Mn đã trung hoà hầu hết S và không gây tác dụng nở nóng. Trong những vật đúc có hình dáng phức tạp và chuyển tiếp thành không đều thì phải khống chế hàm lượng S nhỏ hơn 0,03% và khi đó hàm lượng Mn chỉ cần khoảng 0,6%.

b) Thép cacbon thấp

Đây là loại thép chứa ít hơn 0,2% C. Thép này thường dùng để chế tạo một số chi tiết dùng trong kỹ thuật điện, các chi tiết chịu mài mòn trong điều kiện chịu va đập và thép này còn dùng làm nồi nấu kềm.

Thép cacbon thấp có tổ chức chủ yếu là ferit thô to nên cơ tính nói chung là thấp, độ bền chỉ đạt khoảng 350 - 400 MPa. Do ferit thô to nên thép có tính thấm từ lớn và tổn hao từ trễ nhỏ, nên được dùng nhiều trong kỹ thuật điện như cực nam châm điện, lõi máy biến thế. Một mác thép cacbon thấp là 0,09 - 0,16% C; 0,5 - 0,6% Mn; 0,15 - 0,25% Si; < 0,08% P và < 0,03% S. Thép này có nhiệt độ nóng chảy khá cao, chảy loãng kém cho nên vật đúc thường có rỗ xốp, lõm co và chứa nhiều vật lẫn phi kim. Thép cũng rất dễ bị nứt nóng do hàm lượng Mn thấp, bởi vậy cần phải dùng hỗn hợp làm khuôn có tính lún tốt để hạn chế ứng suất trong quá trình kết tinh.

Với những chi tiết chịu mài mòn có va đập, thường chế tạo bằng thép cacbon thấp rồi thấm C trên bề mặt. Thép này có thể đạt độ bền 350 - 500 MPa sau nhiệt luyện (thấm than, tôi rồi ram non) dùng cho các chi tiết, thí dụ, bánh khía, bánh vít, bánh cam.

c) Thép cacbon trung bình

Thép cacbon trung bình là loại thép được sử dụng nhiều nhất trong kỹ thuật do có cơ tính khá cao và tính đúc tương đối tốt. Thành phần của thép 0,2 - 0,45% C; 0,2 - 0,45% Si; 0,02 - 0,1% Al; 0,7 - 0,9% Mn; < 0,03% S; khoảng 0,03% P.

Việc lựa chọn thành phần cacbon phụ thuộc vào yêu cầu cơ tính và khả năng nhiệt luyện. Tăng hàm lượng C đến 0,3% sẽ làm tăng giới hạn đàn hồi của thép. Nếu hàm lượng C vượt quá 0,45% thì giới hạn đàn hồi không tăng nữa trong khi đó độ bền và độ cứng vẫn tiếp tục tăng, độ dẻo và độ dai va đập vẫn tiếp tục giảm. Khả năng sử dụng của thép sẽ giảm đi. Riêng về tính đúc, nếu tăng hàm lượng C, thép sẽ có khả năng chống được nứt nóng và giảm hàm lượng C sẽ giảm được khả năng sinh nứt nguội.

Hàm lượng Al và Si trong thép phụ thuộc vào quá trình khử oxy và lắng của thép vì hai nguyên tố này được dùng làm chất khử oxy trong quá trình nấu luyện. Hàm lượng của Si trong thép cacbon khá nhỏ nên nó hầu như không ảnh hưởng đến tính chất của thép. Hàm lượng Al đôi khi có thể lên đến 0,15% đối với thép axit đúc trong khuôn tươi, vật đúc có diện tích mặt ngoài khá lớn. Trong trường hợp này, Al có tác dụng khử oxy và tăng độ chảy loãng của thép.

Hàm lượng lưu huỳnh được khống chế ở mức độ nào tùy thuộc vào kết cấu và hình dáng của vật đúc. Những vật đúc to, dày dễ sinh nứt nóng; những vật đúc cần độ dẻo và thép hợp kim thì hàm lượng S phải nhỏ hơn 0,03%.

Photpho làm giảm dẻo và độ dai va đập và tăng khả năng nứt nguội của thép. Những vật đúc có yêu cầu cơ tính cao, kích thước to dày, hình dáng phức tạp rất dễ bị nứt nguội thì hàm lượng P cũng phải khống chế chặt chẽ, thường là nhỏ hơn 0,03%.

Hàm lượng các nguyên tố hợp kim Cr, Ni, Cu không được vượt quá 0,3% mỗi loại.

Thép cacbon trung bình sau nhiệt luyện hoặc ủ có độ bền kéo khoảng 400 - 600 MPa phụ thuộc vào hàm lượng cacbon. Những chi tiết cần độ bền 500 - 600 MPa thì thép cacbon bắt buộc phải có hàm lượng C lớn và qua nhiệt luyện. Do hàm lượng C cao nên sau khi tôi và ram chi tiết rất dễ bị gãy nứt. Mặt khác, độ thấm tôi của thép không cao nên thép cacbon trung bình chỉ dùng cho những chi tiết có thành dày nhỏ hơn 80 mm.

Một đặc điểm của thép đúc cacbon là bắt buộc phải nhiệt luyện chi tiết đúc để cải thiện cấu tạo tinh thể và các tính chất làm việc của chúng, đồng thời làm giảm ứng suất dư trong vật đúc. Người ta thường dùng hai biện pháp là ủ và thường hoá. Mục đích của ủ là làm nhỏ mịn hạt tinh thể, giảm ứng suất dư và đồng đều các nguyên tố trong dung dịch đặc. Khi ủ phải nung thép lên trên nhiệt độ đường A_{C1} khoảng 30 - 50°C, tốc độ nung 70 - 100°C/h, giữ nhiệt khoảng 1 giờ hay hơn phụ thuộc vào chiều dày vật đúc; làm nguội chậm xuống 250 - 300°C với tốc độ 40 - 50°C/h. Sau ủ, độ bền kéo giảm đi một chút nhưng đồng đều hơn, độ đàn dài, độ thất tương đối tăng lên, độ cứng giảm đi.

Bảng 3.2. Tính chất vật đúc thép 0,25% C sau khi ủ

	Bền kéo, MPa	Độ đàn dài, %	Độ thất tương đối, %	HB
Đúc	350 - 500	3 - 8	10 - 12	180 - 190
Sau ủ	400 - 450	20 - 30	25 - 35	140 - 160

Thường hoá là quá trình nung vật đúc lên đến nhiệt độ ủ nhưng làm nguội ngoài không khí. Sau thường hoá, độ bền vẫn còn khá cao nhưng ứng suất trong vật đúc không giảm. Bởi vậy, sau thường hoá cần phải ram để khử ứng suất. Nung vật đúc lên 600 – 650°C với tốc độ 30 - 40°C/h, giữ 1 - 2 giờ, làm nguội chậm tới 400 – 450°C sau đó làm nguội ngoài không khí.

Công dụng của thép cacbon trung bình.

Thép chứa 0,2 - 0,25% C dùng đúc những vật đúc lớn hoặc vật đúc làm việc chịu tải trọng va đập, thí dụ bánh xe goòng, móc tự động, ổ trục..

Thép chứa 0,35 - 0,4% C dùng cho các chi tiết mỏng và phức tạp, thí dụ, bánh khía, bánh vít, bệ máy...

Thép chứa 0,4 - 0,5% C dùng chế tạo các chi tiết đòi hỏi độ cứng cao, chịu mài mòn không cần dẻo cao, thí dụ, bánh khía, trục cán không chịu va đập, các thiết bị luyện kim.

d) Thép cacbon cao

Đây là loại thép có chứa trên 0,5% C và chia làm hai loại: thép cacbon cao làm vật liệu kết cấu và thép cacbon cao làm vật liệu chịu mài mòn.

Thép cacbon cao làm vật liệu kết cấu chứa khoảng 0,5% C và chỉ đúc những vật đúc thành mỏng và đơn giản. Về mặt tổ chức, phải tôi và ram để đạt được xocbit. Tổng hàm lượng C+Mn không được vượt quá 1,25% để đạt được tỷ lệ giới hạn σ_s/σ_B và độ thất tỷ đối tượng đối cao, ít xảy ra phế phẩm đúc. Khi tăng hàm lượng C+Mn, độ bền tăng nhưng thép sẽ giòn hơn, dễ bị nứt nguội khi tôi vì độ dẫn nhiệt và nhiệt độ chuyển biến khi tôi cũng giảm đi. Bởi vậy, hàm lượng C+Mn phải nhỏ hơn 1,25%.

Tổ chức của thép sau đúc thường là peclit có dải ferit xung quanh biên giới hạt. Sau khi tôi và ram, vật đúc có tổ chức xocbit mịn, đều và có cơ tính như sau: giới hạn tỷ lệ $\sigma_p = 450 - 500$ MPa; giới hạn chảy $\sigma_s = 500 - 550$ MPa; giới hạn bền $\sigma_B = 700 - 800$ MPa; độ dẫn dài 12 - 15%; co thất tỷ đối 15 - 35% và độ dai va đập a_K trên 200 kJ/m².

Thép cacbon cao dùng làm vật liệu chịu mài mòn có chứa trên 0,55% C thường chỉ dùng chế tạo các chi tiết làm việc chịu mài mòn không có va đập. Khi nâng hàm lượng cacbon lên đến 0,9 - 1,7% và có chế độ nhiệt luyện thích hợp, trong thép sẽ có tiết ra graphit, khả năng chịu mài mòn của vật liệu tăng mạnh. Thép này còn gọi là thép graphit hoá dùng chế tạo các chi tiết như: đầu búa máy đập than, má đập trong máy đập má...

Khi hàm lượng cacbon khoảng 1,5% và có thêm một số nguyên tố hợp kim, ta có thép chịu mài mòn đặc biệt.

+) Thép “grapsil”. Hàm lượng hai nguyên tố chủ yếu: C = 1,5%; Si = 0,85 - 0,95%. Các bước nhiệt luyện: thường hoá ở 870°C; nung lại đến 870°C, làm nguội trong lò xuống 595°C với tốc độ 5°C/h, làm nguội tiếp trong không khí; lại ủ tiếp. Kết quả sẽ có khoảng 0,5 - 0,75% C ở dạng graphit, 0,8 - 1,0% cacbit ở dạng cầu hoá. Thép này có modun đàn hồi giảm, dễ biến dạng dẻo, giảm ứng suất khi tôi, có khả năng khử rung giống như gang, tăng khả năng chịu mài mòn.

+) Thép ‘grapmo’. Thành phần thép C = 1,5%; Si = 0,7 - 0,8%; Mo = 0,25% dùng để đúc các chi tiết có thành dày, hình dáng phức tạp, có độ thấm tôi cao để tôi trong môi trường dầu. Thép này sau khi ủ graphit còn phải tôi ở nhiệt độ 840-845°C để đạt được độ cứng 66 HRC nhưng cũng rất ít bị nứt.

+) Thép ‘grapal’. Là thép cacbon cao trong đó vai trò của silic đã được thay bằng nhôm (0,2% Al; 0,2 - 0,45% Si). Sau khi gia công thép được thấm C để chi tiết có thể làm việc trong những điều kiện đặc biệt: chịu mài mòn có va đập vì chi tiết có bề mặt độ cứng cao, phía trong có độ cứng thấp, dẻo cao.

+) Thép ‘grapMNS’. Đây là thép mactenxit tự tôi chứa 1,5% C; 1,25% Si; 1,5% Mn; 0,5% Mo; 1,75% Ni; 0,35% Cr sau khi tôi và làm nguội ngoài không khí lần thứ nhất ở 800°C, lần thứ hai ở 845°C, thép này rất cứng (63 - 64 HRC) và có khả năng chịu mài mòn cao.

Đặc điểm đúc thép cacbon cao:

- Thép cacbon cao có nhiệt độ nóng chảy thấp, khoảng đồng lớn, độ chảy loãng thực tế tốt, dễ đúc.
- Độ co trước peclit nhỏ nên ít bị nứt nóng.
- Độ dẫn nhiệt nói chung thấp, dễ bị giòn, nên hay bị nứt nguội.

Để khắc phục nhược điểm trên cần phải để vật đúc nguội cùng khuôn, không cắt đầu ngót bằng hàn hơi mà nên dùng cưa. Tốt nhất là dùng phương pháp rót huyền phù dùng bột sắt. Bản chất của phương pháp này là tạo ra gradient nhiệt độ nhỏ nhất trong vật đúc, vì mỗi hạt sắt dạng bột là một vật nguội tế vi. Điều này sẽ làm cho quá trình hình thành và phát triển của tinh thể xảy ra trong toàn bộ thể tích vật đúc. Các chất cho thêm này có thể hoà tan mà cũng có thể không hoà tan hoàn toàn vào kim loại lỏng. Chúng đồng thời có tác dụng làm giảm sức căng bề mặt nhưng cũng đồng thời làm những tâm mầm kết tinh cho kim loại. Ví dụ, nếu dùng khoảng 2% bột Fe có thể không

chế hoàn toàn sự thiên tích của photpho, các tạp chất khác được chuyển thành hình cầu và phân bố đều đặn hơn, khử được khuyết tật nứt nóng.

3.3.2. Thép đúc hợp kim thấp

a) Thép đúc mangan

Mangan là nguyên tố có khối lượng riêng 7300 kg/m^3 , nhiệt độ nóng chảy 1244°C . Mangan cùng với sắt có thể tạo thành dung dịch đặc thay thế hoàn toàn và có phản ứng với các nguyên tố khác có mặt trong thép như: C, Si, O, N để tạo ra các loại cacbit, oxit, nitrit, và cả cacbit phức tạp.

Thép mangan nóng chảy ở nhiệt độ tương đối thấp (1613K) cho nên có độ chảy loãng khá cao, mặc dù vậy, thép mangan cần phải rót nhanh để hạn chế hiện tượng oxy hoá Mn vì oxit MnO làm giảm sức căng bề mặt, tạo ra các silicat dễ nóng chảy, làm cho vật đúc dễ bị cháy cát.

Khi hoà tan trong dung dịch đặc, Mn mở rộng khu vực γ , hạ thấp điểm A_{C3} , làm các điểm cùng tinh và cùng tích dịch chuyển qua trái. Do Mn làm giảm nhiệt độ chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$, làm nhỏ mịn tổ chức khi kết tinh lần 2, bởi vậy Mn làm tăng tính thấm tòi của thép. Mn làm tăng độ bền, giảm độ dẻo, tăng lượng peclit trong thép. Đặc biệt, Mn làm tăng độ co trước peclit nên thép mangan hay bị nứt nóng. Vết nứt nóng hình thành ở khoảng nhiệt độ kết tinh và sau khi kết tinh và phân bố trên bề mặt hạt tinh thể nên bề mặt vết nứt thường bị oxy hoá và có màu đen. Cơ chế hình thành nứt nóng trong vật đúc thép Mn có thể giải thích như sau. Trong quá trình kết tinh, đầu tiên một lớp vỏ đông đặc trên bề mặt vật đúc được hình thành. Do thép Mn có hệ số dẫn nhiệt nhỏ, vùng kết tinh hai pha hẹp nên lớp vỏ đông đặc phát triển rất nhanh và đủ bền, đủ dẻo. Khi nhiệt độ của vật đúc hoặc chiều dày thành không đồng đều, sự chênh lệch nhiệt độ trên thiết diện vật đúc quá lớn sẽ sinh ra ứng suất nhiệt trong vật đúc, lớp vỏ vừa hình thành sẽ bị nứt dưới tác dụng của ứng suất đó. Thời điểm nguy hiểm nhất để tạo thành nứt nóng là lúc mà tâm vật đúc đạt nhiệt độ bắt đầu co tuyến tính. Tóm lại, thép mangan rất nhạy cảm với nứt nóng, việc khử nứt nóng phải sử dụng các biện pháp khử ứng suất nhiệt bằng cách dùng hỗn hợp làm khuôn có tính chất nhiệt lý đặc biệt, vật làm nguội... Hiện tượng nứt nóng sẽ giảm đi nhiều nếu trong thép chứa khoảng 0,06% P hoặc 0,25 - 0,50% Ti.

+) *Thép mangan đơn giản.* Về thành phần hoá học, thép chỉ chứa cacbon và mangan. Đó là hai nguyên tố chủ yếu ảnh hưởng đến tính chất của thép.

Hàm lượng Mn trong thép nhỏ hơn 2%, tổ chức ở trạng thái đúc là peclit và sau khi làm nguội nhanh chỉ có mactenxit. Việc lựa chọn thành phần Mn phụ thuộc vào yêu cầu về cơ tính, đặc tính làm việc của chi tiết, hình dáng và kết cấu của vật đúc. Nếu vật đúc thành càng dày, yêu cầu dẻo hơn yêu cầu bền thì chọn hàm lượng Mn cao, C thấp. Ngược lại, nếu yêu cầu về độ bền cao hơn yêu cầu về độ dẻo thì chọn Mn thấp, C cao. Thép cần độ dẻo cao chỉ nên chọn $C = 0,2 - 0,3\%$, $Mn = 1,1 - 1,9\%$ (hình 3.13).

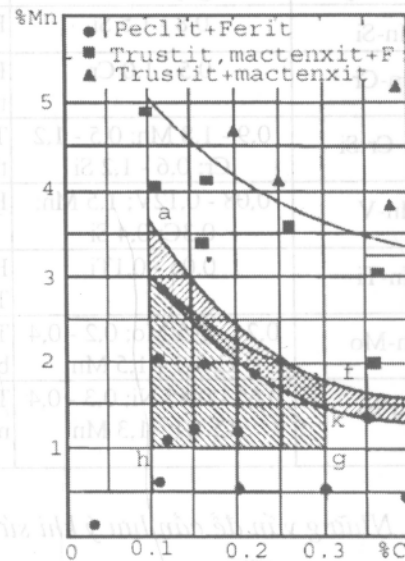
So với các loại thép đúc cacbon, thép mangan có cơ tính và độ thấm tôi cao hơn nhiều. Tuy nhiên, nó vẫn có một số nhược điểm. Thứ nhất, cơ tính vẫn chưa thật cao và chưa đồng đều trong cùng một thiết diện vật đúc do Mn làm thô hạt kết tinh lần thứ nhất, dễ thiên tích khi kết tinh, dễ nhạy cảm khi quá nhiệt, chiều sâu thấm tôi không lớn lắm. Thứ hai, ở trạng thái đúc, lượng peclit cũng khá nhiều nhưng độ hạt peclit và ferit còn thô to. Sau khi thường hoá và ram, độ hạt có giảm đi nhưng biên giới hạt kết tinh lần thứ nhất vẫn để lại dấu vết. Muốn khắc phục hiện tượng này cần phải tiến hành ủ khuếch tán.

Thép mangan thường dùng để đúc các chi tiết chịu tải trọng va đập và dôi dẫu như: các chi tiết trong đầu máy, toa xe, phụ tùng của tuabin, ống dẫn hơi, gầu máy xúc...

+) Thép mangan hợp kim hoá thấp bằng các nguyên tố phụ

Do những nhược điểm của thép đã nói ở trên, cần phải tiến hành hợp kim hoá thép mangan thường bằng các nguyên tố khác để cải thiện một số tính chất sau đây:

1. Làm nhỏ mịn và đồng đều độ hạt kết tinh lần thứ nhất;
2. Làm tăng tính thấm tôi của thép;
3. Làm giảm tính nhạy cảm với quá nhiệt và giòn ram của thép;
4. Tăng cơ tính.



Hình 3.13. Ảnh hưởng của hàm lượng Mn và C đến tổ chức và tính chất của thép

dfgh - Thép dẻo
abcd - Thép bền
dfk - Thép vừa dẻo vừa bền

Bảng 3.3. Các mác thép mangan hợp kim thấp

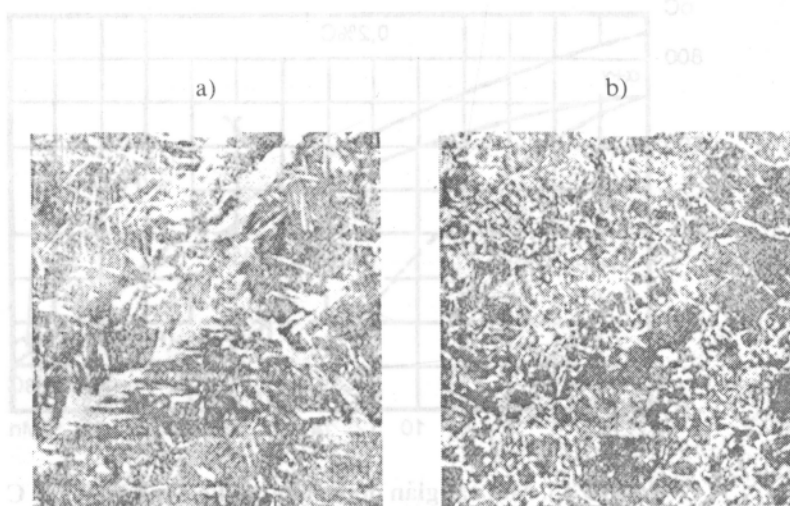
Tên thép	%, nguyên tố cơ bản	Đặc điểm, ứng dụng
Mn-Si	0,8 - 1,5 Si	Ferit bền hơn, thấm tôi cao hơn, chịu mài mòn tốt
Mn-Cr	0,5 - 1,0 Cr	Độ thấm tôi cao, cơ tính chưa đồng đều, tính chất thép phụ thuộc vào %C.
Mn-Cr-Si	0,9 - 1,8 Mn; 0,5 - 1,2 Cr; 0,6 - 1,2 Si	Tốc độ tôi tới hạn thấp, độ thấm tôi cao, độ bền cao, hạt còn thô, tính chất không đồng đều.
Mn-V	0,08 - 0,12V; 1,5 Mn; 0,3C; 0,4 Si	Hạt mịn; bền, dẻo, giới hạn mỏi, dai va đập tốt
Mn-Ti	0,05 - 0,1Ti	Hạt mịn sau đúc và cả sau nhiệt luyện; tính thấm tôi giảm do Ti làm giảm C trong thép, tăng dẻo.
Mn-Mo	0,24 - 0,5 Mo; 0,2 - 0,4 C; 1,1 - 1,5 Mn	Tốc độ tôi tới hạn nhỏ; ít giòn ram; dai va chạm và chống biến dạng tốt; cơ tính cao ở nhiệt độ cao.
Mn-Ni	0,65 - 0,85 Ni; 0,3 - 0,4 C; 1,1 - 1,3 Mn	Tốc độ tôi giới hạn rất thấp, có thể đúc vật đúc dày trên 100 mm; dai va đập tốt ở nhiệt độ thấp

Những vấn đề cần lưu ý khi sử dụng thép mangan hợp kim thấp

- Thành phần cacbon trong thép hợp kim cũng chỉ dùng trong phạm vi của thép cacbon thấp và cacbon trung bình.
- Tất cả các mác thép đều phải qua nhiệt luyện để cải thiện tổ chức và tính chất. Chế độ nhiệt luyện phụ thuộc hàm lượng cacbon và độ thấm tôi của thép và tra trong sổ tay nhiệt luyện.
- Nếu chỉ hợp kim hoá bằng một nguyên tố thì thép vẫn còn có nhược điểm, bởi vậy nên hợp kim hoá thấp bằng nhiều nguyên tố để hỗ trợ tính chất cho nhau.

Trong số các mác thép mangan hợp kim thấp, phải kể đến thép hợp kim thấp song pha (duplex phase steel) dùng Mn làm nguyên tố chính. Đây là loại thép có nhiều ưu điểm tổng hợp về cả tính năng cơ học, cả tính năng công nghệ. Thép có độ bền rất cao, độ dẻo rất cao, dễ dàng gia công áp lực nhưng thành phần lại đơn giản và cũng dễ chế tạo.

Thép song pha, sau khi gia công, có tổ chức nền là ferit và khoảng 20% mactenxit độc lập, phân bố đều và xen kẽ lẫn nhau. Để đảm bảo được tổ chức như vậy, hàm lượng cacbon phải dưới 0,12%, photpho và lưu huỳnh thấp hơn 0,035%. Các nguyên tố hợp kim bao gồm: Mn, Si; Cr, V, Ti, đất hiếm. Lượng dùng Ti và đất hiếm rất nhỏ, thí dụ khoảng 0,2% FeSiCe.



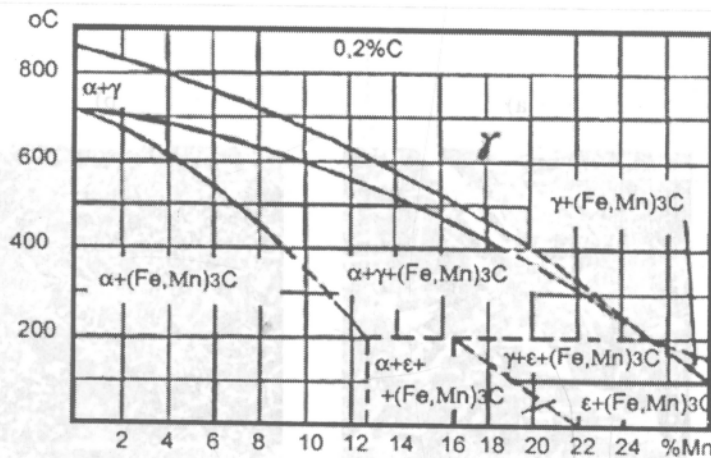
Hình 3.14.

- a) Tổ chức của thép 0,35C+1,07Mn+0,12V ở trạng thái đúc
b) Sau thường hoá ở 900°C.

Bảng 3.4. Thành phần thép song pha

%C	%Si	%P	%S	%Mn	%Cr	%V	RE
0,091	0,82	0,004	0,006	1,96	0,88	0,008	có
0,111	0,79	0,027	0,01	2,04	0,89	0,38	
0,13	0,36	0,023	0,006	2,26	0,84	0,4	
0,244	0,18	0,029	0,007	2,47	0,96	0,13	có

Các nguyên tố hợp kim có tác dụng hình thành những vùng chuyển hoá austenit không hoàn toàn gọi là những ốc đảo chuyển hoá austenit (Islands of incomplete austenitisation), khi làm nguội qua vùng kết tinh giới hạn hai pha $[\gamma + \alpha]$ (hình 3.15) giữa vùng A_1 và A_3 , những ốc đảo này sẽ chuyển nhanh thành những ốc đảo mactenxit. Pha mactenxit vùi lẫn trong ferit một cách độc lập và đều đặn. Khi gia công áp lực, các pha này cũng bị kéo dài hoặc dát mỏng theo nhưng vẫn liên kết chặt chẽ với pha nền ferit, bởi vậy thép sẽ siêu bền nhưng vẫn dẻo như ferit.



Hình 3.15. Mặt cắt giản đồ trạng thái Fe-Mn-C ở 0,2% C

Để đảm bảo tính siêu nền và dẻo của thép song pha, ngoài thành phần tổ chức nền F + M, thì độ hạt nhỏ mịn của thép cũng là một yêu cầu quan trọng. Mặt khác, cũng cần có tốc độ nguội thích hợp thì việc chuyển hoá austenit thành mactenxit mới có thể xảy ra hoàn hảo. Và trên hết cả, để tạo ra những tính năng tổng hợp tốt của thép song pha, cần khống chế đồng thời nhiều nhân tố như: hàm lượng cacbon, các nguyên tố hợp kim, nhiệt độ thổi cán, tốc độ nguội sau cán...

Cacbon là nguyên tố có tác dụng tăng độ thấm tôi mạnh nhất, có ảnh hưởng trực tiếp đến tỷ lệ pha mactenxit và hàm lượng C trong mactenxit. Thông thường $C < 0,10\%$.

Mangan là nguyên tố dùng nhiều trong thép song pha. Mangan cũng có tác dụng nâng cao độ thấm tôi, do đó có thể hạ thấp tốc độ làm nguội mà vẫn tạo được các tổ chức theo yêu cầu. Tuy Mn làm tăng độ thấm tôi của thép nhưng vẫn phải chọn thời gian giữ nhiệt phù hợp khi nung nóng thép ở khu vực nhiệt độ tối hạn (khu vực A_1-A_3). Ngoài ra, Mn còn làm giảm độ hoà tan của C rắn trong ferit. Hàm lượng Mn khoảng 1,4 - 1,6%.

Ngoài Mn, còn dùng thêm các nguyên tố như Si, Cr, V với mục đích tăng tính thấm tôi cho pha austenit, tăng dẻo cho ferit, làm mịn hạt tinh thể và cải thiện cơ lý tính như tăng tính chống gỉ... Hàm lượng Si khoảng 0,5 - 0,6%; Cr = 0,9 - 1,8%; Ti = 0,20 - 0,22%; Al = 0,1%.

Do thép phải trải qua nhiều khâu gia công nóng và gia công nguội tiếp theo nên nó rất nhạy cảm với thành phần P và S và các tạp chất phi kim. Bởi vậy, hàm lượng P và S phải nhỏ hơn 0,03%. Tổng các lượng tạp chất phi kim và tạp chất oxit có độ cứng cao và nhiệt độ nóng chảy thấp phải rất thấp, kích thước nhỏ và phân bố đều.

Để tạo thành tổ chức song pha, thường qua hai quy trình chính: nhiệt luyện và cán nóng. Quá trình sản xuất thép song pha nhiệt luyện như sau: sau khi cán nóng, thép được đưa nung ủ ở nhiệt độ vùng ($\alpha + \gamma$) rồi làm nguội thích hợp để tạo tổ chức song pha. Loại thứ hai, sau khi cán nóng xong thì làm nguội trong không khí để thu được tổ chức song pha.

Ứng dụng của thép song pha: dùng để chế tạo thép xây dựng chất lượng cao, dây phanh lốp xe, thép calip dập nguội, dập nguội bulông cường độ cao.

b) Thép đúc hợp kim niken

Niken là nguyên tố làm tổ chức của thép kết tinh lần thứ nhất trở nên thô to nhưng nó lại thuộc vào nhóm các nguyên tố làm mở rộng vùng dung dịch rắn γ , làm giảm nhiệt độ chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$, giảm tốc độ tôi tới hạn, làm nhỏ mịn hạt khi kết tinh lần thứ hai. Niken không tạo cacbit nên nó chỉ ảnh hưởng đến tính chất của thép thông qua dung dịch rắn trong ferit hoặc austenit. Khi hàm lượng Ni và C thích hợp, vật đúc có thể có tổ chức mactenxit ngay cả khi nguội chậm. Thí dụ, thép chứa Ni > 5% có tổ chức mactenxit ngay cả khi hàm lượng C = 0,05% và tôi trong dòng không khí. Khi Ni > 20%, tổ chức vật đúc là mactenxit + austenit. Niken còn làm tăng độ thấm tôi của thép cho nên đảm bảo cơ tính đồng đều trên toàn bộ thiết diện vật đúc, thí dụ, thép chứa 2% Ni đã có tổ chức và tính chất đồng đều trên thiết diện dày tới 200 mm. Niken cùng với α -Fe tạo thành hàng loạt dung dịch rắn mà không tạo cacbit. Bởi vậy niken nâng cao độ bền và giảm một chút độ dẻo của ferit.

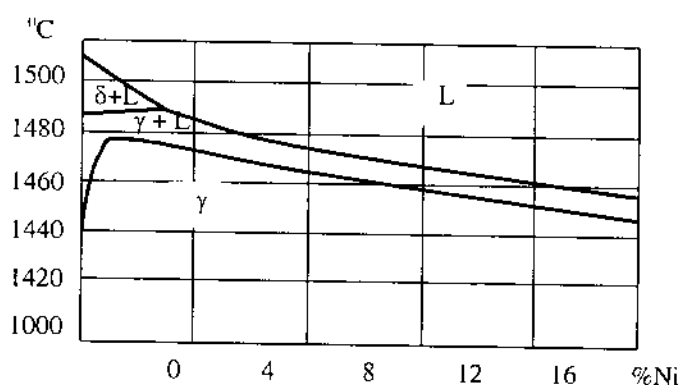
Tính đúc của thép niken

Niken là nguyên tố làm giảm nhiệt độ nóng chảy và độ dẫn nhiệt của thép nên nó cũng ảnh hưởng mạnh đến độ chảy loãng của thép. Hàm lượng Ni = 0,5 - 1,0%, độ chảy loãng giảm khi tăng hàm lượng niken; Ni trong khoảng 3 - 4% thì không có ảnh hưởng, Ni trên 4% thì độ chảy loãng tăng cùng hàm lượng Ni. Thép niken có khoảng đông hẹp nên cần rót ở nhiệt độ cao. Tuy nhiên, khi đó độ hạt của thép lại càng thô, nhất là đối với thép có hàm lượng niken cao.

Tuy thép niken có độ co trước peclit nhỏ nhưng do độ hạt kết tinh lần thứ nhất thô to cùng với khả năng dẫn nhiệt kém, bởi vậy thép dễ bị nứt nóng. Thép niken cũng dễ bị nứt nguội do tính chất dẫn nhiệt kém và nhiệt độ chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$ thấp. Độ co của thép niken lớn hơn các loại thép khác, đậu ngót cũng phải lớn hơn.

Khi hàm lượng Ni < 1,0%, độ chảy loãng của thép niken giảm khi tăng hàm lượng Ni, không đổi khi Ni = 3 - 4%, sau đó độ chảy loãng tăng cùng hàm lượng Ni. Lý do của hiện tượng này là giảm độ dẫn nhiệt, giảm nhiệt độ nóng chảy, chiều rộng và đặc

tính vùng kết tinh phụ thuộc hàm lượng Ni, biến mất vùng hai pha khi Ni trên 3%. Thí dụ với thép 0,4%C, khi hàm lượng Ni tăng trong khoảng 1 - 2%, nhiệt độ đường đặc giảm đi. Tiếp tục tăng %Ni, khoảng kết tinh không thay đổi nhưng có giá trị rất nhỏ, khoảng 20°C. Mặc dù có độ dẫn nhiệt nhỏ, độ chảy loãng lớn nhưng thép niken vẫn cần rót với tốc độ và nhiệt độ cao, rót nhanh để khắc phục đặc tính kết tinh nhanh của austenit và khoảng đông hẹp. Công nghệ rót như vậy lại làm cho thép có tổ chức sau kết tinh lần thứ nhất khá lớn. Vì vậy, đối với vật đúc lớn, có cấu trúc kết tinh trực giao là rất đặc trưng.



Hình 3.16. Khoảng đông và đặc tính kết tinh của thép niken

Thép hợp kim niken luôn có nhiều hơn thép cacbon thường, một phần do độ quá nhiệt cao, một phần do hệ số co của thép niken cũng cao hơn nên kích thước đậu ngót cũng phải lớn hơn so với vật đúc thép cacbon. Những vật đúc thép nam châm, chỉ được loại bỏ đậu ngót bằng cách đập. Trong những trường hợp đặc biệt, đậu ngót cũng chính là đậu rót. Ứng suất nhiệt, ứng suất biến pha của thép niken cũng cao hơn nhiều so với thép cacbon. Tóm lại đúc thép niken khó hơn đúc thép cacbon, nên mọi quy trình cần được tuân thủ chặt chẽ hơn.

c) Thép niken đơn giản

Đây là loại thép chứa 0,2 - 0,4% C và 1 - 2% Ni. Hàm lượng cacbon thấp cũng có thể dùng cho vật đúc thấm cacbon. Loại thép này có cơ tính đồng đều trên toàn bộ thiết diện vật đúc, độ dẻo và dai tốt khi chịu tải trọng va đập.

d) Thép đúc hợp kim crom

Thép crom kết cấu được sử dụng rất rộng rãi trong kỹ thuật để đúc các chi tiết máy. Crom cũng như silic, làm co hẹp vùng γ và vùng γ biến mất khi hàm lượng Cr trên

12,5%, lúc đó thép chỉ có tổ chức toàn ferit và không có chuyển biến pha. Tuy nhiên khi có mặt C thì vùng γ sẽ biến mất với điều kiện hàm lượng crom lớn hơn nhiều, thí dụ, C = 0,25% thì Cr = 23% và C = 0,4% thì Cr = 30% tương ứng.

Bảng 3.5. Tính chất cơ học của thép niken thấp sau khi nhiệt luyện

%C	%Ni	σ_s , MPa	σ_b , MPa	$(\sigma_s/\sigma_b), 100\%$	δ , %	ψ , %	HB
0,20	1,34	330	590	55	28	47	
0,25	1,30	380	560	68	28	47	
0,30	1,24	410	620	66	31	35	
0,15	2,00	310	510	60	30	61	
0,20	2,07	360	570	62	29	56	146
0,25	2,00	400	660	62	26	54	165
0,30	2,16	440	720	61	25	50	

Bảng 3.6. Một số mác hợp kim niken với các nguyên tố phụ và lĩnh vực sử dụng

Tên thép	Nguyên tố cơ bản	Đặc điểm và công dụng
Niken-Mangan	0,2 - 0,4% C; Ni < 1,5%; Ni/Mn = 1	Bền khá, tính chất đồng đều trên toàn thiết diện; nhạy cảm với quá nhiệt; từ cảm lớn; dễ bị giòn ram. Dùng cho thiết bị điện cao thế.
Niken-Molipden	0,2 - 0,4% C; 1,5 - 2,0% Ni; 0,25 - 0,40 Mo	Độ hạt mịn hơn do có Mo nên kém bền ở nhiệt độ cao; cơ tính cao hơn (400 – 600 MPa)
Niken-Vanadi	0,2 - 0,5% V	Độ hạt mịn; tính thấm tôi cao; cơ tính tốt ngay ở thường hoá hoặc ủ thường; độ dai va đập tốt ở nhiệt độ thấp.

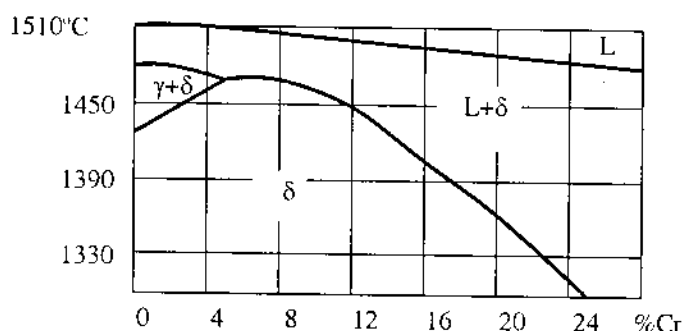
Phụ thuộc vào quan hệ giữa cacbon và crom trong thép mà có thể có loại thép có chuyển biến pha (thép mactenxit) hoặc thép peclit hoặc thép không chuyển biến pha (thép ferit). Đối với vật đúc, người ta còn dùng loại thép nửa ferit. Đặc trưng của thép này là, trong tổ chức có những tinh thể, do hiện tượng thiên tích khi kết tinh, mà hàm lượng C rất thấp, Cr rất cao, có nghĩa là các tinh thể này không có bất kỳ sự chuyển biến pha nào, tổ chức chỉ có ferit. Những tinh thể khác cũng có hàm lượng C và Cr tương tự nhưng lại có khả năng xảy ra chuyển biến pha. Kết quả là, tổ chức của thép có nửa là ferit, nửa là mactenxit.

Việc khảo sát tổ chức và tính chất thép crom không chỉ dựa vào thành phần crom mà còn phải dựa vào thành phần của cacbon. Nói chung, thép crom trước cùng tích

thường là thép hợp kim trung bình hoặc hợp kim thấp. Khi hàm lượng crom cao, thép sẽ có tổ chức ferit, mactenxit, cacbit hoặc ledeburit với những tính chất hoá lý rất đặc biệt.

Tính đúc của thép crom

Nhược điểm cơ bản của thép đúc crom là độ nhớt và độ sệt động học rất lớn mặc dù tính diên đầy khuôn của nó khá tốt. Do crom bị oxy hoá nên mặt thoáng kim loại lỏng luôn bị che phủ bởi một màng oxit crom, nếu tốc độ diên đầy nhỏ, tốc độ dâng kim loại lỏng trong khuôn chậm, vật đúc rất dễ bị cuốn xỉ, xếp lớp trên bề mặt, rỗ xỉ và rỗ khí. Nguyên nhân làm cho độ sệt của thép tăng cao chính là do các sản phẩm như cacbit, nitrit khó nóng chảy và không tan của crom và niken sinh ra trong quá trình nấu luyện. Các vật lẫn này sẽ giảm đi nếu nâng cao nhiệt độ rót. Tuy nhiên nhiệt độ rót cao sẽ làm mất tác dụng tạo mầm kết tinh của các vật lẫn nói trên, đồng thời còn làm tăng nguy cơ hình thành ứng suất trong vật đúc. Nhiệt độ rót hợp kim crom nằm trong khoảng 1540 - 1650°C. Cũng cần lưu ý rằng, việc nâng cao nhiệt độ rót và độ quá nhiệt khi rót cũng rất nguy hiểm đối với thép crom như: nâng cao thể tích lõm co, nguy cơ tạo vết nứt, làm xấu các điều kiện kết tinh và thiên tích, hậu quả là làm giảm cơ tính và khả năng chịu mài mòn của vật đúc.



Hình 3.17. Ảnh hưởng của Cr đến khoảng đông của thép 0,4% C

Độ chảy loãng của thép crom đạt giá trị lớn nhất khi Cr = 5 - 8%. Khi hàm lượng crom lớn hơn 8%, nhiệt độ nóng chảy giảm mạnh, khoảng đông rộng hơn, kim loại chỉ kết tinh ra một pha cho nên độ chảy loãng của thép vẫn còn khá cao. Cacbon cũng làm tăng độ chảy loãng của thép crom vì cacbon cũng làm giảm nhiệt độ nóng chảy, tăng khoảng đông của thép crom.

Crom làm giảm độ co dãn của thép, hàm lượng Cr = 30% thì độ co dãn chỉ còn khoảng 1,6 - 1,8%. Đặc biệt, co trước peclit cũng giảm. Do vậy nguy cơ nứt nóng do giảm thể tích trong khoảng đông sẽ giảm nhiều. Tuy nhiên, khi tăng hàm lượng crom, độ dẫn nhiệt của thép sẽ kém đi, tổ chức kim loại trở nên thô hơn và đặc biệt là mở rộng

khoảng nhiệt độ trong khoảng đó, khi làm nguội, thép có độ bền và độ dẻo rất kém. Do vậy, vật đúc có crom cao rất dễ bị nứt nóng, đặc biệt là nứt nóng ở phía trong vật đúc. Tóm lại, hai nguyên nhân trên sẽ bù trừ cho nhau, nhưng yếu tố gây nứt nóng vẫn chiếm ưu thế. Bởi vậy, trong công nghệ đúc thép crom cao rất cần chú ý đến hiện tượng nứt nóng của chi tiết.

Nhược điểm của thép crom là nguy cơ nứt nguội ở trạng thái đúc, nhất là đối với vật đúc thép crom chứa cacbit hoặc thép mactenxit chứa 5 và 14% Cr vì thép này rất giòn sau khi đúc hoặc sau nhiệt luyện. Nhiều thí nghiệm đã khẳng định rằng, với thép 5% Cr, không thể đúc được vật đúc lành lặn mà không chứa các tạp chất. Thép chứa tạp chất sẽ tập trung ứng suất, dễ tạo nứt nóng ngay cả khi nguội hoặc tôi trong không khí. Việc cắt đầu ngót của vật đúc thép crom cũng chỉ có thể tiến hành trên máy mà không thể cắt bằng ngọn lửa hồ quang do vật đúc có tính dẫn nhiệt kém và tập trung nhiều ứng suất dư, vật đúc rất dễ bị nứt sau khi cắt đầu. Cũng cần biết rằng, thép chứa trên 20% Cr rất dễ bị nứt nguội do quá trình tiết pha α và hiện tượng “giòn ở 475°C”. Để khắc phục hiện tượng nứt giòn nói trên, cần làm nguội nhanh vật đúc bắt đầu từ 600°C, nhưng việc này lại làm tăng ứng suất nhiệt trong vật đúc vì trong khoảng nhiệt độ đó, thép đang chuyển biến đàn hồi, dễ sinh ứng suất nhiệt. Bởi vậy vật đúc có crom cao, cacbon thấp, quá trình tiết pha α và hiện tượng giòn ở 475°C là nguyên nhân chính gây nứt, thì phải làm nguội nhanh. Vật đúc có hàm lượng cacbon và crom đều cao, tính giòn của thép đủ lớn và không phụ thuộc quá trình tiết pha α thì cần làm nguội chậm.

Thép crom hợp kim thấp

Crom là nguyên tố rất dễ hoà tan vào xementit, nâng cao tính thấm tôi của thép, giảm tốc độ tôi tới hạn, bởi vậy, nó có tác dụng làm chậm quá trình tiết ra các loại cacbit sắt phức tạp từ dung dịch rắn, làm cho độ hạt cacbit trở nên mịn hơn. Hàm lượng crom chỉ ảnh hưởng đến tốc độ tôi tới hạn khi hàm lượng C > 0,3%. Khi C < 0,3% và chứa 1,5% Cr thì phần lớn Cr tan trong ferit, không tạo thành cacbit cho nên hầu như không có ảnh hưởng gì đến tốc độ tôi tới hạn. Sự ảnh hưởng này chỉ bắt đầu khi Cr > 2%. Nói chung nên dùng hàm lượng $[C + Mn + Cr] = 2\%$ để đảm bảo tính thấm tôi tốt.

Crom là nguyên tố làm giảm độ dẻo và khả năng biến dạng dẻo của thép do nó làm chậm chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$ và quá trình tiết ra cacbit xảy ra ở nhiệt độ tương đối thấp, cấu trúc vật đúc khá mịn, cơ tính khá đồng đều trên toàn bộ thiết diện vật đúc. Mác thép thông dụng có độ bền khá cao và độ dẻo tương đối là: 0,35 - 0,45% C; 0,6 - 0,8% Mn; 0,7 - 0,9% Cr. Thép này có tính chất đồng đều trong thiết diện cho đến 60 - 80 mm. Đối với vật đúc có chiều dày lớn hơn, cần phải tăng tốc độ nguội khi tôi hoặc nâng cao hàm

lượng C và Cr để nâng cao tính thấm tối cho vật đúc. Khi cần tăng khả năng chịu mài mòn của thép thì tăng cacbon và crom lên một chút: 0,45 - 0,60% C; 1,0 - 1,5% Cr.

Thép crom hợp kim thấp thường dùng cho các chi tiết có chiều dày trung bình (60-80mm), độ dẻo trung bình, nếu cần cơ tính tốt hơn thì cần phải hợp kim hoá thêm bằng các nguyên tố khác nữa.

e) Thép đúc hợp kim crom-niken thấp

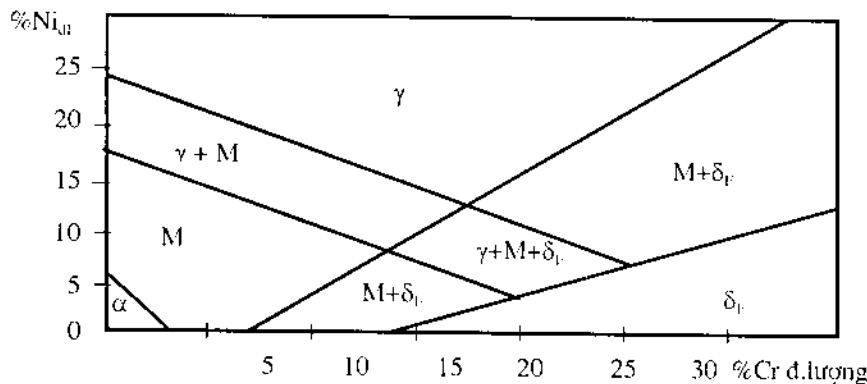
Để nâng cao tính chất của thép ở những điều kiện làm việc khắc nghiệt, người ta thường dùng phối hợp hai nguyên tố crom và niken. Phụ thuộc vào hàm lượng crom, niken và cacbon, có thể phân chia thép này thành các nhóm sau đây.

1. Thép có chuyển biến pha hoàn toàn: thép peclit hoặc thép mactenxit;
2. Thép có chuyển biến pha một phần: thép austenit-ferit hoặc thép ferit-austenit;
3. Thép không có chuyển biến pha: thép ferit hoặc thép austenit;
4. Thép ferit-cacbit: hàm lượng Cr và C tương đối cao, Ni tương đối thấp;
5. Thép austenit-cacbit: hàm lượng Cr và C cao. Ni đảm bảo tổ chức nền austenit có vật lẫn cacbit. Thép không gì chịu tải trọng không lớn;
6. Thép crom-niken nghèo sắt: loại thép có tính chất rất đặc biệt.

Trong thép, niken chỉ hoà tan vào dung dịch rắn Fe- α nên có tác dụng hoá bền ferit, làm tăng giới hạn chảy và giới hạn bền của thép. Ngược lại, crom có tác dụng tạo cacbit liên kết chặt chẽ các mặt trượt của ferit, do đó thép có độ bền rất cao, cao nhất so với các hợp kim khác. Nguyên nhân thép có độ bền cao là do niken có tác dụng nâng cao độ bền cho ferit, nâng cao tính dẻo; crom có tác dụng tạo cacbit, kìm hãm các mặt trượt. Bằng cách lựa chọn thành phần và chế độ nhiệt luyện thích hợp, vật đúc có thể đạt được độ bền 1200 - 1600 MPa.

Hai nguyên tố Cr và Ni phối hợp làm giảm mạnh tốc độ tôi tới hạn, nên khi nguội chậm, vật đúc vẫn có cơ tính tốt. Mặt khác, niken còn có tác dụng giảm độ hoà tan của cacbon trong Fe- γ khi nung, làm giảm sự nhạy cảm của thép với tác động của nhiệt, do đó tổ chức của thép đúc rất mịn, đảm bảo cơ tính đồng đều trên các thiết diện dày mỏng phức tạp hoặc to dày đến 200 - 400 mm.

Khi lựa chọn thành phần các nguyên tố Cr và Ni cần phải tính đến các nguyên tố hợp kim khác (hình 3.18) và nên dựa vào các nguyên tắc sau đây:



Hình 3.18. Biểu đồ Schaeffer

- 1) Vật đúc thành càng dày thì Cr và Ni càng phải cao;
- 2) Nếu vật đúc cần đàn hồi tốt, chiều dày càng lớn thì %C và %Cr càng phải cao;
- 3) Vật đúc cần dẻo tốt, giới hạn bền và chảy cao ở mức độ vừa phải thì %Ni cần cao và %C phải thấp. Tỷ lệ giữa hai nguyên tố đảm bảo các tính chất của thép là $Ni/Cr = 2,0 - 2,5$. Ngày nay, khi niken rất đắt và hiếm nên người ta thường dùng tỷ lệ ngược lại nhưng phải giảm %C xuống dưới 0,25%.

4) Cả Cr và Ni đều có tác dụng giảm tốc độ tôi tới hạn, có nghĩa là có thể làm nguội chậm mà vẫn đảm bảo nhận được cơ tính tốt. Bởi vậy, thép Cr-Ni dùng để đúc các chi tiết có chiều dày lớn, đòi hỏi có tính chất cơ học đồng đều mặc dù các chi tiết này có tốc độ nguội rất chậm. Tổ chức của vật đúc không nhạy cảm với chiều dày, thí dụ, tính chất cơ học không thay đổi nhiều ở vật đúc dày 200 – 400 mm so với vật đúc có chiều dày 25 mm.

Ngoài ra, còn dùng công thức thực nghiệm sau đây để xác định tổ chức và loại thép:

$$R = \frac{Cr - 16.C}{Ni} \qquad R = \frac{Cr + 3(Si - 1) - 16.C}{Ni}$$

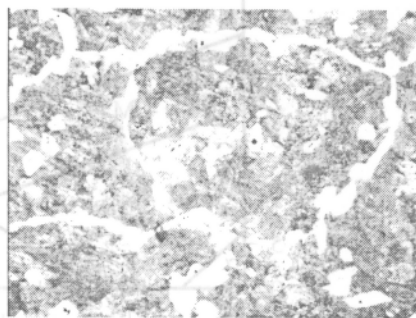
$$R = \frac{Cr - 16.C}{Ni + \frac{Mn - 1}{3}} \qquad R = \frac{Cr + 4.Mo - 16.C}{Ni}$$

Nếu $R < 1,7$: Tổ chức của thép chỉ là austenit;

$R > 1,7$: Tổ chức có một phần ferit;

$R \gg 1,7$: Tổ chức chỉ gồm ferit.

Trong thép, crom nếu không tạo cacbit thì sẽ làm giảm diện tích vùng γ , nếu crom rất cao thì sẽ tạo cacbit phức tạp $(Cr,Fe)_4C$ trong đó phải thỏa mãn tỷ lệ $Cr/C = 16$. Như vậy giá trị $Cr - 16C$ sẽ đặc trưng cho Cr tự do có tác dụng làm giảm vùng γ và hình thành ferit $\delta(\alpha)$. Si với hàm lượng trên 1% làm giảm vùng γ mạnh gấp 3 lần, Mo làm giảm vùng γ mạnh gấp 4 lần so với crom. Mn và Ni đều làm mở rộng vùng γ nhưng tác dụng của Ni mạnh hơn Mn gấp 3 lần.



Hình 3.19. Tổ chức đúc của thép 35CrNi

Thép Cr-Ni hợp kim thấp đơn giản chỉ có Cr và Ni mà không có các nguyên tố hợp kim khác, thuộc về nhóm hợp kim peclit, thí dụ, ứng với C khoảng 0,3% thì hàm lượng Ni chỉ nên 2% và Cr cũng khoảng 2%. Khi Ni = 4 - 5% thì %Cr cũng không được vượt quá 2% để thép vẫn nằm trong vùng thép kết cấu. Nếu Cr tăng lên đến 4-5% thì ta thu được thép mactenxit-trustit.

Nhược điểm của thép này là độ bền chống bào không cao khi làm việc ở nhiệt độ cao, giới hạn bào của nó chỉ tương đương với thép mangan. Thí dụ, thép 0,3% C; 2,0% Ni; 0,8% Cr sẽ có độ dẫn dài dư sau 10000 giờ làm việc ở nhiệt độ 480°C là 1% với ứng suất 67,5 MPa. Để nâng cao độ bền chống bào, có thể dùng hợp kim hoá thêm bằng nguyên tố Mo. Thí dụ, khi cho thêm 0,4% Mo vào thép nói trên, thì nó có thể chịu được ứng suất 90 MPa ở 540°C với độ dẫn dài dư 1% sau 10000 giờ làm việc.

Để bổ sung thêm cho thép những tính chất đặc biệt, có thể hợp kim hoá thêm những nguyên tố như Mn hoặc Si, thí dụ, một mác thép kiểu này(%): 0,3 - 0,4 C; 1,25 - 1,6 Mn; 1,0 - 1,3 Ni; 0,6 - 0,75 Cr; 0,3 - 0,4 Mo. Thép có tính thấm tôi rất cao, do vậy không cần tôi trong dầu mà chỉ cần tôi trong không khí ngay cả vật đúc có chiều dày 50 - 60 mm. Thép sau khi ram ở 210 - 240°C thậm chí sau khi thường hoá cũng có độ bền rất cao, 1300 - 1400 MPa, và độ dẻo cũng khá, độ co thắt 30%. Vanadi là nguyên tố hợp kim đối với bất kỳ mác thép nào có chứa Cr và Ni nhằm làm nhỏ mịn tổ chức sau kết tinh lần 1 và nâng cao độ thấm tôi một chút. Vonfram cũng giống như Mo có tác dụng làm giảm sự nhạy cảm của thép đối với giòn ram.

Trong trường hợp vật đúc cần tính chất rất đặc biệt cao hơn hẳn tính chất của thép hợp kim thấp, thì phải dùng đến thép Cr-Ni hợp kim trung bình. Loại thép này có hàm lượng Ni khoảng 4%, tỷ lệ Ni/Cr vẫn phải duy trì ở giá trị 2,0 - 2,5 và dùng để đúc những vật đúc dày, có khối lượng lớn.

Bảng 3.7. Thành phần và tính chất của một số mác thép Cr-Ni thấp và trung bình

Thành phần thép, %						Chế độ nhiệt luyện	Tính chất cơ học			
C	Ni	Cr	V	W	Mo		$\sigma_{chảy}$ MPa	$\sigma_{tén}$ MPa	δ , %	ψ , %
0,29	1,30	0,56	0,12			900kk+850kk+650kk	50	65	30	55
0,27	1,98	0,62		0,45		900kk+650lò	50	75	20	35
0,25	2,44	0,65			0,35	900kk+650lò	48	75	18	33
0,35	1,53	0,97			0,31	900kk+650lò	55	79	24	52
0,45	1,87	0,83			0,40	900kk+650lò	63	84	17	25
0,24	2,48	0,47				900dầu+650n	48	64	22	49
0,28	3,91	1,43				850d+650n	69	86	18	41
0,32	3,66	1,47				900n+650n	71	89	18	44
0,32	2,42	0,79				900n+650n	56	74	20	53
0,40	2,37	1,02				900n+650lò	82	101	18	51

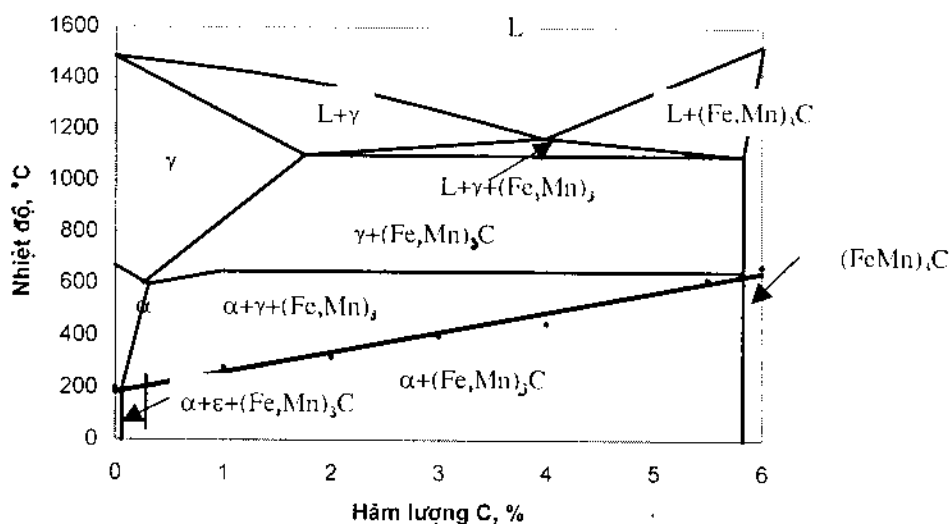
3.3.3. Thép đúc làm việc trong điều kiện chịu mài mòn

a) Thép mangan hợp kim cao

Một trong các mác thép loại này là thép hatphin. Thép hatphin có khả năng chống mài mòn rất cao trong điều kiện va đập. Sau đúc thép hatphin có tổ chức $\alpha + (Fe, Mn)_3C$. Sau nhiệt luyện thép hatphin chỉ có pha γ và không bị nhiễm từ. Tổ chức γ của thép thu được sau khi tôi ở 1000 – 1150°C trong nước hoặc trong không khí với vật đúc thành mỏng. Thành phần thép như sau (%): (1,0 - 1,4)C; (0,4 - 1,0) Si; (10 - 14) Mn; (0,08 - 0,12) P; (0,02 - 0,04) S. Tiêu biểu của loại thép này là thép Mn13 có thành phần (%): 1,25 C; 0,8 Si; 13 Mn; 0,1 P và 0,02 S. Một điều quan trọng nhất khi lựa chọn thành phần là đảm bảo tỷ lệ $Mn/C = 7$ đến 10, tốt nhất là 10. Đặc điểm nổi bật của thép này là, austenit cacbon cao ở trên bề mặt chi tiết khi chịu tải trọng va đập sẽ chuyển biến thành mactenxit có độ cứng cao trong khi đó lõi vẫn giữ tổ chức austenit dẻo, dai. Do cơ chế tự biến cứng khi va đập nói trên mà lớp bề mặt cứng luôn luôn tồn tại.

Photpho là nguyên tố đáng quan tâm khi đúc thép hatphin. Photpho có trong thép do nó có sẵn trong feromangan ($FeMn$) mà trong quá trình nấu và luyện thép khó có thể khử được photpho. Nếu tiến hành khử P thì Mn cũng sẽ bị oxy hoá theo. Bởi vậy, hàm lượng P trong thép không ít hơn 0,08%. Mặc dù hàm lượng C khá cao nhưng hàm lượng $P < 0,12\%$ cũng không làm giảm độ dẻo của thép. Điều này có thể giải thích, ngược lại

với thép cacbon thường, trong thép Mn cao, photpho không phân bố dưới dạng cacbit ở biên giới hạt để gây ra tính giòn nóng mà nó hoà tan trong dung dịch đặc của hạt austenit bởi vậy nó không làm giảm nhiều độ dẻo của thép. Khi $P > 0,12\%$, photpho sẽ tạo thành photphit phức tạp và nằm ở trên biên giới hạt, gây ra nhiều khuyết tật, thí dụ, tính giòn không chỉ ở nhiệt độ thường mà ở cả nhiệt độ cao.



Hình 3.20. Biểu đồ trạng thái Fe-Mn-C khi có 13% Mn

Lưu huỳnh cũng có trong thép này ở trạng thái tự nhiên và thường nhỏ hơn 0,02% do có Mn đã khử bớt một phần lưu huỳnh. Bởi vậy khi luyện thép hatphin không cần thêm bất cứ một biện pháp khử S trong lò cũng như trong gầu.

Thép hatphin có tính chất đặc biệt như sau: Giới hạn chảy $\sigma_s = 250 - 400$ MPa; giới hạn bền $\sigma_b = 800 - 1000$ MPa; độ dẫn dài $\delta = 40 - 55\%$ và độ co thắt $\psi = 35 - 45\%$; độ dai va đập $a_k = 2000 - 3000$ kJ/m²; HB = 180 - 220. Tuy có tính chất đặc biệt như vậy nhưng thép rất mềm và có tính chịu mài mòn rất cao khi bị biến cứng phân tán, chịu mài mòn cùng va đập dưới áp lực lớn vì trong quá trình va đập, pha γ sẽ tạo ra nhiều mặt trượt làm cho thép bị biến cứng, khi đó thép có thể có độ cứng 450-500 HB. Như vậy, thép này chỉ có thể chịu mài mòn cứng mà không chịu được mài mòn mềm thí dụ như trong vòi phun cát, thổi cát, thép sẽ bị mòn rất nhanh. Có thể dùng thép hatphin để đúc các chi tiết như răng gầu xúc, xích xe tăng, ghi tàu, hàm đập má...

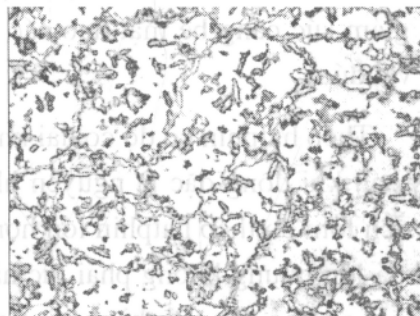
Bảng 3.8. Ảnh hưởng của thành phần thép Mn cao đến cấu trúc và khả năng gia công cơ

TT	Thành phần, %				Tính chất từ	Tính gia công
	C	Mn	Ti	Cr		
1	0,79	17	-	-	không	không gia công được
2	0,34	20	-	-	không	khó gia công cơ
3	0,21	13	-	-	yếu	rất khó
4	0,51	18	0,55	-	không	không thể
5	0,49	13	0,50	-	không	không thể
6	0,35	15	0,50	-	không	có thể
7	0,50	14	-	1,0	không	không thể
8	0,33	21	-	1,0	không	dễ dàng
9	0,35	14	-	1,0	không	trung bình

Kết cấu vật đúc và việc lựa chọn thành phần của thép hatphin

Trong vật đúc bằng thép hatphin, nếu hàm lượng C cao, giá trị Mn/C thấp, khi làm nguội chậm sẽ tiết ra một lượng lớn cacbit làm cho thép trở nên giòn. Sau khi nhiệt luyện, cacbit sẽ biến mất nhưng vẫn còn lại dấu vết mà về bản chất, chính là những vết nứt tế vi giữa các tinh thể. Bởi vậy, trong quá trình kết tinh lần 1, cần phải thu được cacbit mịn trong vật đúc thép hatphin. Khi làm nguội chậm và hàm lượng cacbon rất cao (1,35 - 1,4%), cacbit rất thô và sẽ không hoà tan hết vào trong austenit khi nung lên đến nhiệt độ khá cao để tôi (1100 - 1150°C).

Vật đúc sau khi tôi vẫn rất giòn và chịu mài mòn kém. Mặt khác, khi nung đến nhiệt độ cao và giữ nhiệt trong thời gian dài, sẽ xảy ra hiện tượng thoát cacbon trên bề mặt vật đúc. Nếu có hiện tượng chỗ thoát, chỗ không, thì vật đúc sẽ có những chỗ bị biến giòn cục bộ do có tạo thành mactenxit.

**Hình 3.21.** Tổ chức sau đúc của thép 13%Mn

Thép hatphin có hệ số dẫn nhiệt rất nhỏ (nhỏ hơn thép cacbon 5 lần). Với những vật đúc lớn khi làm nguội, trong tâm vật đúc bị nguội chậm nên dễ tiết ra cacbit từ dung dịch rắn. Bởi vậy, vật đúc lớn có hàm lượng C cao sẽ không thể nhận được cấu trúc đồng đều trên cùng một thiết diện. Kinh nghiệm cho hay, khi hàm lượng C = 1,0% trong thép

hatphin thì chiều dày vật đúc không nên lớn hơn 120 mm. Về mặt kết cấu, chiều dày vật đúc càng lớn, kết cấu càng phức tạp thì nên dùng hàm lượng C càng nhỏ và tỷ lệ Mn/C càng lớn. Khi chiều dày vật đúc trên 120 mm chỉ nên sử dụng thép mangan cao nhưng cacbon thấp hoặc hợp kim hoá thêm bằng Ni và các nguyên tố tạo cacbit khác. Tiêu biểu của các nguyên tố này là Al. Khi cho thêm 1,0 - 1,5% Al vào thép có chiều dày 80-120 mm và 3 - 5% Al vào thép có chiều dày trên 120 mm sẽ làm cho thép không có từ tính và có độ dẻo khá cao ngay ở trạng thái đúc. Thép này có thể tôi được ở trong nước. Tuy nhiên, khi thêm Al vào trong thép lại làm giảm tính chất cơ học và khó thu được vật đúc đặc chắc do việc hình thành Al_2O_3 .

Tính đúc của thép hatphin

Tăng hàm lượng Mn, khoảng đông của thép giảm đi và tính chảy loãng của thép mangan tăng dần theo hàm lượng Mn, và thép hatphin có độ chảy loãng tốt nhất vì nó có đồng thời cả hàm lượng Mn lẫn hàm lượng C đều cao. Nhiệt độ nóng chảy của thép hatphin là $1340^{\circ}C$ và khoảng kết tinh là $100^{\circ}C$. Mặc dù thép có độ chảy loãng tốt nhưng vẫn cần rót nhanh để tránh hiện tượng oxy hoá Mn tạo MnO vì oxit MnO có tác dụng làm giảm sức căng bề mặt, tạo các silicat phức tạp, tăng khả năng tạo cháy cát trên bề mặt vật đúc.

Thép hatphin có độ co dài khoảng 2,8 - 3,0%. Độ co lớn, lõm co phát triển nhanh ngay sau khi đông đặc là nguyên nhân gây ra nứt nóng và nứt nguội của thép hatphin. Thể tích lõm co thép hatphin lớn hơn nhiều so với thép cacbon. Mặc dù thép có hệ số co dài khá lớn nhưng không phải lúc nào thể tích lõm co cũng lớn. Thép hatphin sẽ có thể tích lõm co nhỏ nếu tiến hành rót ở nhiệt độ thấp và bổ sung kim loại lỏng nhiều lần qua đậu ngót, ngay cả khi đậu ngót không lớn lắm. Nhiệt độ rót thích hợp là $1320^{\circ}C$. Cũng có thể khắc phục hiện tượng nứt trong thép hatphin bằng cách điều chỉnh trường nhiệt độ trong khuôn và trong vật đúc. Việc bố trí hệ thống rót, ngót chính là có tác dụng điều chỉnh này. Đậu ngót nên đặt ở vị trí thuận lợi cho hướng dòng. Đậu rót phải đặt ở những vị trí đảm bảo cho trường nhiệt độ trong vật đúc tương đối đồng đều, có nghĩa là nên dẫn kim loại lỏng vào nhiều vị trí, trên mỗi rãnh dẫn nên có một đậu ngót để tránh tạo rỗ co cục bộ. Sau khi rót nên dỡ khuôn sớm ở nhiệt độ $1250 - 1300^{\circ}C$ để tránh nứt nóng, sau đó cho vào lò ủ để tránh nứt nguội.

Việc loại bỏ đậu ngót sau đúc cũng là vấn đề quan trọng với thép hatphin. Với những vật đúc lớn và hình dáng phức tạp, chỉ nên cắt đậu ngót bằng ngọn lửa sau khi đã nhiệt luyện khi thép đã đủ bền, đủ dẻo để khử ứng suất xuất hiện trong quá trình cắt. Đặc biệt, khi cắt đậu ngót, sẽ có vùng chịu ảnh hưởng nhiệt mà nhiệt độ lên đến $400-$

600°C. Trong trường hợp này, thép sẽ tiết ra cacbit, làm giảm độ dẻo, độ chịu mòn của thép ngay cả ở trạng thái đã tôi thành austenit. Bởi vậy, chỉ nên dùng đậu ngót bên sườn cho thép hatphin. Thêm nữa, vết cắt cũng phải cách xa bề mặt vật đúc khoảng 15 - 20 mm rồi sau đó làm sạch bằng cách mài. Nếu không tuân theo những quy định trên rất dễ làm cho vật đúc bị nứt nguội sau khi cắt đậu ngót.

Hàm lượng Mn cao làm cho tổ chức kết tinh lẫn một trở nên thô to, nhất là đối với thép austenit bởi vì thép có độ dẫn nhiệt thấp, austenit kết tinh nhanh. Tổ chức thô to và ở dạng xuyên tinh làm cho thép dễ bị nứt nóng và cả nứt nguội. Khắc phục bằng cách rót ở nhiệt độ thấp; tăng tốc độ nguội bằng khuôn kim loại; biến tính bằng Al hay Ti.

Nhiệt luyện thép hatphin

Trên giản đồ trạng thái Fe-C-Mn cho thấy rằng, tổ chức thép hatphin khi nguội chậm sẽ có cacbit. Như vậy ở trạng thái đúc, do nguội chậm, thép sẽ có tổ chức peclit và cacbit trên biên giới hạt austenit. Nhiệt luyện để thu được tổ chức austenit: nung đến nhiệt độ trên 1050°C và giữ nhiệt trong khoảng thời gian đủ cho cacbit hoà tan hết vào austenit, làm nguội nhanh trong nước để cacbit không thể tiết ra nữa. Về hình thức công đoạn trên rất giống tôi, chỉ khác là không tạo nên mactenxit, nên trong thực tế vẫn gọi là tôi.

b) Thép làm trục cán

Trục cán là chi tiết làm việc trong điều kiện mài mòn và nhiệt độ cao nên phải dùng thép có hàm lượng cacbon cao (thép cacbit và thậm chí là thép ledeburit). Thí dụ, ở Nga dùng thép có hàm lượng: 1,3 - 1,7% C; 0,3 - 0,5% Si; 0,5 - 1,0% Mn; 1,0 - 1,3% Cr; 0,5 - 1,5% Ni; 0,3 - 0,5% Mo; S và P không quá 0,04% để đúc trục cán đường kính lên tới 1 m, chiều dài 4 m. Thép có độ bền khá ở điều kiện áp lực lớn, độ bền và dai va đập tương đối cao. Tổ chức của thép phải đạt được là cacbit hình cầu, phân bố đều trên nền ferit bền đã hợp kim hoá. Muốn vậy, cần phải đúc trong khuôn kim loại và sau đó là nhiệt luyện để cầu hoá cacbit và cũng là để giảm ứng suất dư trong vật đúc.

c) Thép dùng làm ổ lăn

Đây là loại vật liệu chuyên dùng trong hệ ma sát có bôi trơn. Về thành phần, thép phải có hàm lượng cacbon cao (trên 1%) để đảm bảo sau khi tôi, thép có đủ độ cứng và tính chịu mài mòn cao. Hàm lượng crom đủ đảm bảo tôi thấu (khoảng 0,5 - 1,5%), mangan và silic nằm trong giới hạn 2,3 - 1,0%. Đặc biệt, thép này phải rất sạch các nguyên tố phi kim như lưu huỳnh và photpho vì hai nguyên tố này thường gây ra các

vết mềm trên nền kim loại làm cho vật liệu mất khả năng làm việc. Các ổ lăn làm việc trong môi trường ăn mòn, phải dùng thép không gỉ crom cao (có thể lên đến 18%). Sau khi luyện thép thông thường, thép còn phải được tinh luyện bằng phương pháp điện xỉ và đúc rót trong chân không. Phôi đúc sau khi tinh luyện xong lại tiếp tục được rèn, cán và ủ để cải thiện trạng thái phân bố các tạp chất, loại bỏ một phần cacbit có hình dạng bất lợi như dạng dài, dạng lưới.

Bảng 3.9. Một số mác thép ổ lăn của Liên Xô cũ

	%C	%Cr	%Mn	%Si	Đường kính bi, mm	Đường kính đũa, mm
ШХ6	1,05 - 1,15	0,4 - 0,7	0,2 - 0,4	0,17 - 0,37	< 13,5	< 10
ШХ9	1,05 - 1,15	0,9 - 1,2	0,2 - 0,4	0,17 - 0,37	13,5 - 22,5	10 - 15
ШХ15	0,95 - 1,05	1,3 - 1,65	0,2 - 0,4	0,17 - 0,37	> 22,5	15 - 30
ШХ15С	0,95 - 1,05	1,3 - 1,65	0,9 - 1,2	0,4 - 0,65	> 22,5	> 30

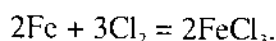
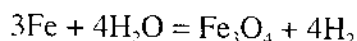
Nguyên tố crom có tác dụng ổn định austenit và tăng độ thấm tôi, tăng độ cứng, giới hạn đàn hồi và giới hạn chảy của thép sau khi ram thấp. Khi hàm lượng Cr quá 1,65% sẽ làm tăng lượng austenit dư trong thép, giảm độ cứng và không thể nhận được tổ chức đồng đều sau khi nhiệt luyện. Silic tan trong ferit làm tăng bền cho nó đồng thời tăng giới hạn đàn hồi nhưng lại làm cho thép dễ bị thoát cacbon và dễ nứt. Hàm lượng silic phải khống chế theo tiêu chuẩn như ở bảng 3.9.

3.3.4. Thép đúc chịu ăn mòn ở nhiệt độ thường và nhiệt độ cao

a) Khái niệm về ăn mòn

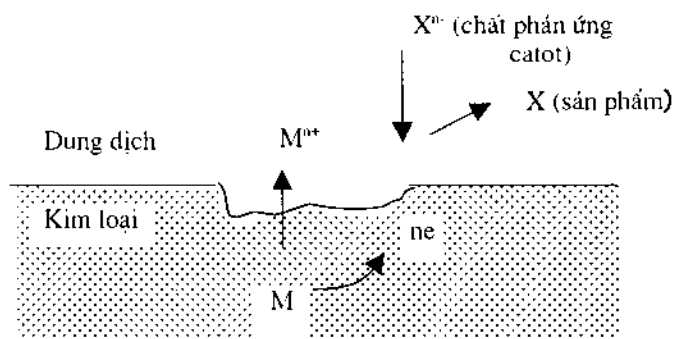
Định nghĩa: Ăn mòn là sự phá hoại các tính chất lý học, hoá học, cơ học và hình dáng của chi tiết; chủ yếu là thay đổi trạng thái oxy hoá của kim loại, oxit, bán dẫn. Căn cứ vào môi trường và cơ chế của sự ăn mòn kim loại, người ta phân thành 2 loại chính, ăn mòn hoá học và ăn mòn điện hoá.

Ăn mòn hoá học là sự phá huỷ kim loại do kim loại phản ứng hoá học với các chất khí hoặc hơi nước. Bản chất của ăn mòn hoá học là quá trình oxy hoá - khử trong đó các electron của kim loại được chuyển trực tiếp sang môi trường tác dụng. Thí dụ:



Ăn mòn điện hoá là sự phá huỷ kim loại do kim loại tiếp xúc với dung dịch chất điện ly và tạo nên dòng điện ăn mòn.

Hình 3.22. Cơ chế ăn mòn



Chúng ta hãy khảo sát cơ chế ăn mòn điện hoá theo sơ đồ ở hình 3.22. Giả sử kim loại M tiếp xúc với dung dịch điện ly có chứa ion X. Khi đó sẽ có 2 quá trình xảy ra:

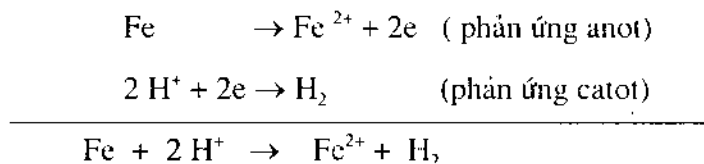
Phản ứng anot: (oxy hoá) $M \rightarrow M^{n+} + ne$

Phản ứng catot: (hoàn nguyên hoặc khử) $X^{n-} + ne \rightarrow X$

Các phản ứng điện hoá.

a. Không oxy: Trong môi trường axit ($pH < 7$)

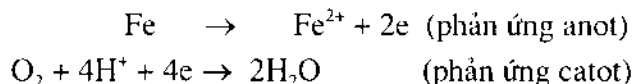
Ví dụ : sắt trong môi trường axit không có oxy hoà tan:



b. Có oxy:

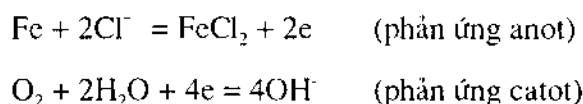
- Môi trường axit ($pH < 7$):

Ví dụ : sắt trong nước chứa axit có oxy hoà tan.



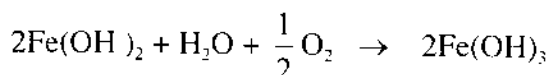
- Môi trường kiềm ($pH > 7$)

Ví dụ: sắt trong môi trường trung tính, thoáng khí như nước biển .



Sản phẩm cuối cùng: $2\text{Fe}^{2+} + 4\text{OH}^- \rightarrow 2\text{Fe}(\text{OH})_2$

Hydroxit sắt 2 dễ lắng đọng, không bền, dễ bị oxy hoá thành hydroxit sắt 3:



Hydroxit sắt 3 dễ dàng mất một ít nước để tạo thành lớp oxit xốp không ổn định có công thức: $x\text{FeO} \cdot y\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$.

Sắt rất dễ bị ăn mòn vì Fe là điện cực kép, tại đó có cả hai phản ứng anot và catot.

c. Hoàn nguyên ion kim loại



Một thí dụ thực tế là sự ăn mòn của gang, thép trong không khí ẩm. Trong trường hợp này, các tinh thể Fe đóng vai trò catot còn C là anot. Ở cực âm, Fe bị oxy hoá thành Fe^{2+} và tan vào dung dịch điện ly trong đó đã có một ít oxy và chúng lại tiếp tục bị oxy hoá thành Fe^{3+} . Nếu trong hơi nước có oxy hoà tan, ở cực dương sẽ có phản ứng $2\text{H}_2\text{O} + \text{O}_2 + 4e = 4(\text{OH})^-$. Không có oxy hoà tan trong hơi nước thì dương cực có phản ứng $2\text{H}^+ + 2e = \text{H}_2 \uparrow$. Các tinh thể Fe bị ăn mòn lần lượt từ ngoài vào trong. Sau một thời gian tiếp xúc với không khí ẩm, vật bằng gang thép sẽ bị ăn mòn hết.

Như vậy, trong môi trường điện ly, nếu có mặt nguyên tố khác anot hơn sắt, sắt sẽ bị ăn mòn. Nếu có mặt các nguyên tố catot hơn sắt thì sắt không bị ăn mòn. Thí dụ, sắt bị ăn mòn khi có mặt Cu, nhưng không bị ăn mòn khi có mặt Al.

Tất cả các kim loại có điện thế thấp hơn điện thế của hydro sẽ bị ăn mòn trong axit (không oxy) để giải phóng khí H_2 bay ra. Đặc biệt, Cu có thế điện cực cao hơn thế điện cực của H nên không bị ăn mòn; nhưng nếu trong môi trường axit có oxy thì Cu cũng sẽ bị ăn mòn.

Các yếu tố ảnh hưởng tới sự ăn mòn:

1) Thông số luyện kim và tạo hình, môi trường và điều kiện sử dụng

- Tỷ lệ diện tích bề mặt catot S_c và bề mặt anot S_a :

Khi tỷ lệ $S_c/S_a = 1$, dòng ăn mòn bằng nhau, ăn mòn xảy ra theo quy luật chung, nghĩa là anot bị ăn mòn. Khi diện tích bề mặt catot gấp 10 lần diện tích bề mặt anot thì anot bị ăn mòn tăng gấp 10; diện tích catot nhỏ bằng một nửa diện tích anot thì độ ăn

mòn chỉ bằng một nửa ban đầu.

Thí dụ: trong kết cấu bắt chặt bằng vít thì vít có diện tích tiếp xúc rất nhỏ so với diện tích toàn bộ kết cấu. Vít có bị ăn mòn hay không còn phụ thuộc vào việc nó đóng vai trò anot hay catot trong quá trình ăn mòn. Vít bằng Al trong kết cấu thép inox thì sau khoảng 2 năm vít sẽ bị mòn hết vì Al anot hơn Fe. Ngược lại, vít bằng thép inox trong kết cấu Al thì vít không bị ăn mòn.

- Kim loại và hợp kim không đồng nhất sẽ tạo ra các vi pin, trong đó biên giới hạt là anot, tâm hạt là catot, kim loại bị ăn mòn nhanh. Trong hợp kim nhiều pha, các pha thường có điện thế khác nhau cũng rất dễ gây hiện tượng ăn mòn. Thí dụ trong gang, ferit anot hơn xementit, nên khi bị ăn mòn, nền peclit biến mất chỉ còn lưới xốp graphit. Hợp kim đưa 4,5% Cu, khi tôi có khả năng chống ăn mòn khá tốt; nếu đem hoá già có tạo pha CuAl_2 thì hợp kim dễ bị ăn mòn hơn do có sự chênh lệch về điện thế giữa các pha có mặt trong hợp kim.

- Vùng bị biến cứng và vùng có ứng suất dư là vùng anot hơn nên dễ bị ăn mòn. Về ăn mòn dưới ứng suất thì đồng thau rất nhạy cảm với NH_3 ; thép inox nhạy cảm với ion Cl^- .

2) Về môi trường ăn mòn

Khả năng oxy hoá: Môi trường có khả năng oxy hoá càng cao, kim loại bị ăn mòn càng mạnh. Vật liệu có tính dẫn điện kém sẽ giảm tính chống ăn mòn. Tăng nhiệt độ thì tăng tốc độ ăn mòn. Nếu tăng nhiệt độ nhưng giảm được lượng hoà tan oxy, CO_2 thì khả năng ăn mòn lại giảm. Chênh lệch nồng độ trong môi trường tạo nên chênh lệch điện thế: vùng nào hoà tan ít oxy sẽ anot hơn, do vậy ít bị ăn mòn hơn; chỗ nước tụ đọng lại ăn mòn nhiều hơn chỗ nước chảy (riêng với thép inox). Ăn mòn trong không khí còn chịu ảnh hưởng của gió, mưa, nhiệt độ, độ ẩm: ăn mòn mạnh nhất là không khí công nghiệp (chứa SO_2), tiếp theo là không khí miền biển, không khí thôn quê ẩm và cuối cùng là không khí thôn quê khô. Ăn mòn trong nước: ăn mòn xảy ra mạnh nhất là trong nước biển, sau đó là nước mềm rồi đến nước cứng. Ăn mòn trong đất phụ thuộc nhiều yếu tố: một chi tiết tiếp xúc với nhiều môi trường thì độ xốp, độ hạt vật chất, lượng ẩm, lượng muối, độ axit, độ dẫn điện... của môi trường đều làm ảnh hưởng đến tính chất ăn mòn của vật liệu. Thí dụ, một đầu ống nước vùi trong vùng chỉ có cát và đầu kia chôn trong vùng chỉ có đất sét, giữa hai vùng có độ chênh lệch điện thế 0,3 V sẽ sinh ra pin, xuất hiện quá trình ăn mòn.

Để bảo vệ kim loại, chống lại ăn mòn, có ba phương pháp cơ bản:

- Sơn phủ bề mặt để cách ly chi tiết với môi trường ăn mòn: phương pháp này rẻ, nhưng chỉ bảo vệ được lớp mặt.

Hợp kim hoá giảm ăn mòn: các nguyên tố hợp kim sẽ làm tăng điện thế ăn mòn của các pha hoặc tạo ra một tổ chức đồng nhất, làm giảm khả năng bị ăn mòn.

Bảo vệ điện hoá: để cho quá trình ăn mòn xảy ra nhưng điều khiển quá trình ăn mòn theo hướng có lợi, hoặc tác động vào môi trường để ngăn cản quá trình ăn mòn.

Ăn mòn khô và cách chống ăn mòn khô

Ăn mòn khô thực chất là ăn mòn hoá học. Thường chỉ xảy ra đối với các chi tiết làm việc ở nhiệt độ cao, môi trường có chứa các nguyên tố có ái lực hoá học mạnh.

Ăn mòn khô chủ yếu do phản ứng oxy hoá:

- Tạo oxit do tác dụng với oxy trong không khí;
- Tạo sunfua do tác dụng với SO_2 ,
- Tác động của Cl, Be, I và CO, CO_2 , H_2O .

Bảo vệ chống ăn mòn khô

- Dùng hợp kim chịu nóng: thường dùng các loại hợp kim của Fe có Cr là nguyên tố hợp kim. Trong hợp kim tạo lớp oxit crom đặc chắc, bám dính và có khả năng bảo vệ tốt, hợp kim giữ được độ bền ở nhiệt độ cao.

- Muốn vật liệu chịu nhiệt độ cao hơn nữa thì dùng gốm ceramic. Thí dụ dùng gốm cơ sở Si_3N_4 , SiC để chế tạo cánh tuabin chịu được nhiệt độ 1300 °C.

- Phủ mạ: Phủ lớp Cr, Ni lên thép rồi ủ khuếch tán, phun phủ gốm lên bề mặt chi tiết bằng năng lượng plasma.

Những hợp kim trên cơ sở Fe hợp kim hoá các nguyên tố Cr, Ni, Mo có nhiệt độ làm việc khá cao. Thí dụ, Fe30Ni25Cr có thể làm việc ở trên 1100°C.

b) Các loại thép chống ăn mòn

Như đã trình bày ở trên, muốn cho vật liệu chịu được ăn mòn tốt, một trong những giải pháp là hợp kim hoá vật liệu để hoặc là tạo ra một tổ chức đồng nhất, không có sự chênh lệch về điện thế giữa các pha, hoặc là tạo ra lớp oxit đặc chắc và có độ dính bám cao, chống lại tác dụng oxy hoá khử của môi trường. Hiện nay đang sử dụng các loại hợp kim sau đây.

1) Thép niken hợp kim trung bình có chứa 3 - 5% Ni, có giới hạn chảy và giới hạn bền khá cao nhưng độ dẻo không giảm bao nhiêu do niken chỉ tan trong ferit. Độ dai va chạm rất tốt ngay cả ở nhiệt độ thấp. Thép 3% Ni có khả năng chịu ăn mòn trong những môi trường oxy hoá không cao như nước biển, dùng đúc chân vịt tàu thủy; Thép 5% Ni có hay còn gọi là thép tự tôi, có tổ chức mactenxit khi nguội ở trong khuôn đúc. Thép này có thể chịu ăn mòn trong kiềm sôi nên có thể dùng trong các thiết bị của công nghệ hoá học. Thép niken hợp kim trung bình có từ tính cao, cơ tính cao nên được dùng rộng rãi trong kỹ thuật chế tạo máy như máy điện công suất có số vòng quay lớn, vòng phân cực...

2) Thép niken hợp kim cao có chứa khoảng 10% Ni có tính ổn định trong môi trường kiềm đậm đặc tuy nhiên tổ chức của thép sau kết tinh lần thứ nhất vẫn rất thô, thép vẫn có khả năng bị nứt. Hàm lượng Ni lên đến 25%, tổ chức của thép hoàn toàn là austenit. Để ổn định austenit, cần có hàm lượng C cao, khoảng 0,4 - 0,6%, khi đó chỉ có thể nhận được tổ chức austenit bằng cách tôi ở trong nước ở 1000°C. Tính ổn định của austenit trong thép niken không tốt bằng thép mangan. Tác dụng austenit hoá của Mn lớn gấp 2 lần so với niken nghĩa là nếu cho 4 - 5% Mn thì có thể tiết kiệm được 8 - 10% Ni. Bởi vậy người ta thường dùng thép austenit có thành phần như sau (%): 0,5 - 0,65 C; 14 - 16 Ni; 4,5 - 5,5 Mn. Nếu có thêm khoảng 3,5% Cr thì thép sẽ có độ đàn hồi cao hơn nhiều.

3) Thép hợp kim crom và các nguyên tố khác

Vanadi, molipden và vonfram là những nguyên tố cacbit hoá mạnh hơn crom, ở trong thép chúng có tác dụng làm chậm tốc độ chuyển biến và do đó nâng cao tính thấm tôi và độ bền của thép. Molipden còn có tác dụng làm giảm tính nhạy cảm với giòn ram, nâng cao khả năng chống dạo, nâng cao tính gia công cơ khí và độ dai va đập. Vanadi có tác dụng làm tốt cấu trúc kết tinh lần I, nâng cao độ bền nhưng ít ảnh hưởng đến độ dẻo. Vonfram có ảnh hưởng tương tự như Mo. Thép kết cấu crom-molipden thấp có thành phần nằm trong giới hạn: 0,25 - 0,4% C; 0,6 - 1,0% Cr; 0,25 - 0,4% Mo.

4) Thép crom trung bình có tính chất đặc biệt

Trong trường hợp muốn nâng cao độ bền nhưng vẫn có độ dẻo tương đối, cần giảm hàm lượng C và nâng cao hàm lượng Cr. Thép 0,24% C; 1,5% Cr; 0,4% Mo sẽ có giới hạn chảy 550 MPa; độ bền 700 MPa; độ giãn dài 25%; độ co thắt 40% và độ cứng 200 HB. Hàm lượng Mo có thể giảm xuống 0,15% nếu có thêm B khi vật đúc có ram thấp. Trong mọi trường hợp thì hàm lượng Mo cần phải cao đến 0,7 - 1,0% đối với vật đúc chịu ứng suất cao, làm việc ở nhiệt độ cao. Thép chứa đến 1% Mo có tính chống bò

là 1%, độ dẫn dài sau 100000 giờ ở ứng suất 110 MPa, nhiệt độ 480°C nhưng ở 540° và 640°C thì chỉ chịu được ứng suất 50 và 10 MPa tương ứng.

Bảng 3.10. Thành phần và tính chất thép crom và các nguyên tố khác

Thành phần thép, %							Chế độ nhiệt luyện	Tính chất cơ học				
C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V		$\sigma_{\text{chảy}}$ MPa	$\sigma_{\text{tên}}$ MPa	δ , %	ψ , %	
0,23	0,39	0,68	6,11				90kk+680kk	686	682	15	38	
0,21	0,21	0,34	5,17				850dầu+630dầu	551	721	18	63	
0,22	0,50	0,71	4,02	0,46			900kk	640	851	19	51	
0,21	0,21	0,35	5,17	0,31			850dầu+630dầu	637	814	18	68	
0,17	0,28	0,36	6,21	0,65			950kk+680kk	510	798	21	73	
0,25	0,42	0,53	5,87		0,80		950kk+680kk	703	879	18	45	
0,20	0,50	0,45	5,9		0,97		950kk+813n+680kk	645	840	20	51	
0,26	0,27	0,31	5,22			0,26	850dầu+630dầu	640	805	15	61	
0,17	0,28	0,36	6,21			0,39	950kk+680kk	580	745	21	70	

Một trong các mác thép tiêu biểu của loại này là thép chứa 5% Cr. Khi hàm lượng C = 0,15 - 0,20%, thép có những đặc điểm sau đây:

- Thép có độ bền cao, độ dẻo tương đối và tính chống mài mòn cao. Đặc biệt, thép có tính chống ăn mòn cao ngay cả với hydro và khí sunfua hydro ở 500 - 600°C và áp lực cao.

- Ở nhiệt độ 600°C, thép vẫn còn độ bền khá cao và vẫn giữ nguyên được môđun đàn hồi, cụ thể, ở nhiệt độ đó thép vẫn có giới hạn dẻo là 260 MPa, độ co thắt 86%.

- Chống ăn mòn tốt trong môi trường nước biển; hệ số dẫn dài nhỏ (tương đương gang xám) nên dùng để đúc nắp động cơ cho tàu biển rất thích hợp.

5) Thép crom cao có tính chất đặc biệt

Trong số những thép không gỉ và thép chịu nóng, nghĩa là những mác thép có tính chất hoá học và vật lý rất đặc biệt, thì thép crom cao được sử dụng rất rộng rãi. Crom là nguyên tố đảm bảo cho thép có tính chống ăn mòn tốt nhất. Thậm chí trong các mác thép phức tạp có cả những nguyên tố khác như niken, molipđen... thì crom vẫn đóng vai trò chủ đạo trong việc hình thành các tính chất đặc biệt của hợp kim.

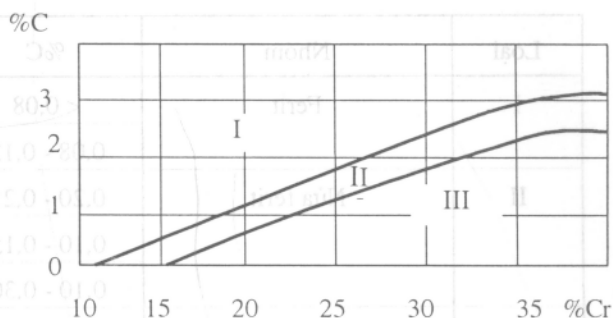
Crom dễ bị oxy hoá hơn sắt, sẽ tạo lớp màng sắt kền có tác dụng bảo vệ cả trong điều kiện nhiệt độ cao, cả trong điều kiện ăn mòn của pha lỏng. Đáp ứng những yêu cầu

trên, hàm lượng Cr phải lớn hơn 12%. Thép crom không gỉ cần có Cr trên 11,7% và hoà tan toàn bộ trong dung dịch đặc ferit. Nếu có mặt C thì hàm lượng Cr phải cao hơn nữa, thí dụ, $Cr = (12 + 10C)\%$ nếu coi toàn bộ C nằm ở trạng thái liên kết $(Fe, Cr)_7C_3$. Khi hàm lượng Cr cao hơn, ta sẽ có thép crom bền axit. Quan hệ giữa hàm lượng C và Cr tới tính chất của thép cho ở hình 3.24.



Hình 3.23.

Tổ chức đúc của thép 12%Cr



Hình 3.24. Tính chống ăn mòn của thép trong khí quyển phụ thuộc vào %C; %Cr và chế độ nhiệt luyện. I - vùng bị gỉ; II - vùng không bị gỉ sau khi nhiệt luyện; III - không nhiệt luyện cũng không gỉ

Thép crom cao có nhược điểm là dễ bị tập trung cacbit cục bộ do đó dễ bị ăn mòn cục bộ. Nhiệt luyện thép crom cao ngay cả với mức thép không có chuyển biến pha cũng thúc đẩy quá trình làm đồng đều cấu trúc của vật đúc, do đó cũng nâng cao khả năng chịu ăn mòn của thép.

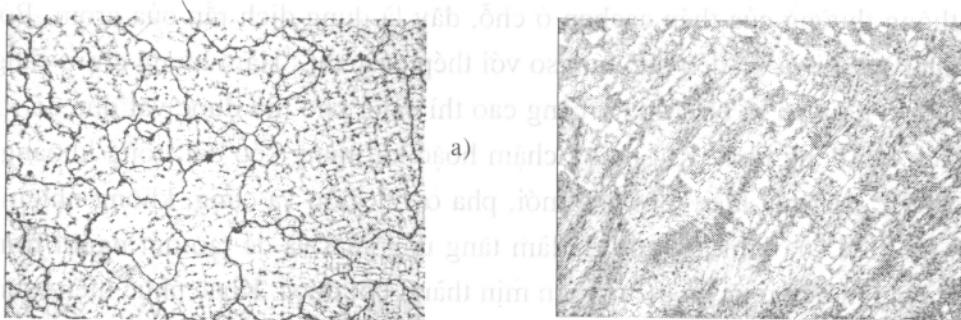
Thép crom ferit là loại thép ở mọi nhiệt độ đều có tổ chức là ferit nhưng khác với ferit thông thường của thép cacbon ở chỗ, đây là dung dịch rắn của crom. Bởi vậy, thép có tính đàn hồi và độ dẻo nhỏ hơn so với thép austenit. Hàm lượng crom càng nhỏ, hàm lượng các nguyên tố Ni, Mn, Si càng cao thì càng khó thu được vật đúc có tổ chức là dung dịch rắn đồng nhất. Khi nguội chậm hoặc khi nung kéo dài trong khoảng nhiệt độ 600 - 800°C, sẽ xuất hiện một pha mới, pha α rất giòn và cứng, không nhiễm từ và làm giảm thể tích của kim loại, do đó làm tăng ứng suất và dễ tạo nứt nguội trong vật đúc. Pha này giòn đến mức có thể nghiền mịn thành bột được. Khắc phục hiện tượng nứt nguội do pha α , phải làm nguội vật đúc rất nhanh qua khoảng nhiệt độ 600 - 800°C. Ngoài ra, thép crom ferit còn có nhược điểm là dễ bị "giòn 475°" mà bản chất của nó không phải do hiện tượng tiết pha α nói trên. Để hạn chế hiện tượng giòn 475°, cần làm nguội nhanh vật đúc ở vùng nhiệt độ trên 400°C. Ngoài ra, do không có chuyển biến $\gamma \rightarrow \alpha$ nên thép crom ferit không bị thay đổi độ hạt kết tinh lần 1 cho dù với bất kỳ hình thức nhiệt luyện nào. Có nghĩa là thép này rất nhạy cảm với quá trình nhiệt, cho nên tổ

chức của vật đúc rất khác nhau trong quá trình rót, phụ thuộc vào rót ở lúc đầu hay ở cuối của mẻ rót. Việc làm nhỏ mịn độ hạt của thép này chỉ có thể tiến hành bằng phương pháp biến tính nhờ các nguyên tố như Ti hoặc N.

Bảng 3.11. Các loại thép crom cao

Loại	Nhóm	%C	%Cr	Nhiệt độ chịu nóng tới hạn: °C
I	Ferit	< 0,08	13 - 14	800 - 825
		0,08 - 0,12	16 - 21	850 - 900
II	Nửa ferit	0,20 - 0,25	25 - 32	950 - 1050
		0,10 - 0,15	13 - 15	850
		0,10 - 0,30	14 - 18	900
III	Mactenxit + 2% Ni	0,20 - 0,25	13 - 15	825
		0,15 - 0,20	16 - 20	900
IV	Ferit + cacbit	0,30 - 1,00	18 - 20	900

Một đặc điểm quan trọng của thép crom ferit là tính chống ăn mòn cao trong môi trường khí mang tính khử, trong đó silic là tác nhân chính. Thép 12% Cr + 2,75% Si, hay còn gọi là thép đúc tiêu chuẩn, có khả năng chịu ăn mòn trong hỗn hợp khí $H_2 + CO + H_2O$ ở áp suất 1,5 bar trong 200 giờ mà bề mặt mẫu vẫn sáng, không hề có dấu vết của bụi kim loại do ăn mòn như thép ferit 12% Cr và đường kính mẫu cũng chỉ giảm đi 2 μm .



Hình 3.25. Tổ chức của thép crom cao

a) 2Ni+28Cr: F + Aust+cacbit

b) 12Ni+24Cr: Ferit+cacbit

Trong thép ferit crom cao trên 20%, hàm lượng N = 0,2 - 0,25% sẽ góp phần tạo austenit khi nung. Nếu đem làm nguội nhanh ở trong nước, thép sẽ có tổ chức không

phải là một pha mà là hai pha ferit+austenit, trong đó austenit có tác dụng làm tăng tính dẻo của thép. Tỷ lệ N trong thép tối ưu về mặt tính chất cơ học là $Cr/N = 100$. Nếu tỷ lệ này quá nhỏ, vật đúc sẽ có khuyết tật gọi là sôi nitơ.

Thép crom mactenxit

Thép crom không gỉ mactenxit là thép có chuyển biến pha hoàn toàn và do vậy, có tính chất cơ học rất cao, tính chống ăn mòn tốt, được sử dụng rộng rãi trong kỹ thuật làm vật kết cấu như chi tiết chịu ăn mòn tương đối yếu, độ dai và đập có ứng suất lớn: cánh tuabin nước, thân bơm, bánh răng của tuabin có cánh đúc, thân máy...

Thép có tốc độ tôi tới hạn thấp nên rất dễ có tổ chức hỗn hợp trustit-mactenxit khi làm nguội đơn giản trong không khí. Hàm lượng crom càng cao, hàm lượng cacbon cũng càng cao để đảm bảo cho quá trình chuyển biến pha xảy ra hoàn toàn và ngăn cản việc tiết các tinh thể riêng rẽ ferit crom, $\delta(\alpha)$. Khi nâng cao hàm lượng C mà không nâng cao hàm lượng crom thì ta sẽ có thép nửa ferit.

Thép 14% Cr; 0,25 - 0,30% C, khi nguội chậm vật đúc lớn, trên biên giới hạt kết tinh lần 1 sẽ có hiện tượng tập trung cacbit thô đặc trưng của thép sau cùng tích. Không một hình thức nhiệt luyện nào có thể thủ tiêu được hiện tượng tập trung cacbit kể trên nhờ vào việc hoà tan hoàn toàn cacbit đó.

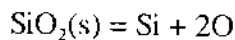
Loại thép không gỉ crom có hàm lượng: 0,15 - 0,20% C; < 2% Ni; 14 - 20% Cr. Nhiệt luyện thích hợp, thép có thể đạt các chỉ tiêu sau đây:

Giới hạn chảy, MPa	Giới hạn bền, MPa	Dãn dài, %	Cơ thắt, %	Dai va đập, MPa
450	650	20	35	>4

Khi hàm lượng Cr > 25% ta sẽ có thép ferit-cacbit hay còn gọi là thép ledeburit. Thép này có tính chịu ăn mòn rất cao: có thể chịu được trong môi trường 50% HNO_3 sôi hoặc trong dung dịch sôi của $HNO_3 + H_2SO_4$. Tính chịu ăn mòn sẽ tốt hơn nữa nếu hợp kim hoá bằng 2% Mo. Niken có tác dụng mở rộng vùng γ , nếu có thành phần thích hợp có thể sản xuất được thép ledeburit, thép cacbit dẻo, thép không từ tính. Tính chịu nóng của hợp kim sẽ nâng cao nữa nếu hợp kim hoá thép bằng 2% Si hoặc 3,0 - 4,5% Al.

Thép không gỉ được sử dụng rộng rãi để chế tạo vật liệu làm việc ở nhiệt độ cao và chịu ăn mòn tốt. Khi sản xuất thép không gỉ, người ta dùng silic trong ferosilic làm chất khử oxy thay cho nhôm vì oxit nhôm rất có hại cho tính chống ăn mòn của thép không gỉ. Tuy nhiên, trong ferosilic lại có chứa một lượng nhỏ nhôm như là những vật lẫn. Bởi vậy, quá trình khử oxy bằng ferosilic chính là một quá trình khử kép, bởi cả

nhôm lẫn silic. Vấn đề đặt ra là, nhiệt động học của quá trình khử kép này xảy ra như thế nào, và crom có ảnh hưởng gì đến quá trình này. Có thể giải thích quá trình như sau. Trong hợp kim lỏng, cân bằng của phản ứng khử oxy bằng silic thể hiện bằng phương trình:



$$\log K_{\text{Si}} = \log \frac{a_{\text{Si}} a_{\text{O}}^2}{a_{\text{SiO}_2}}$$

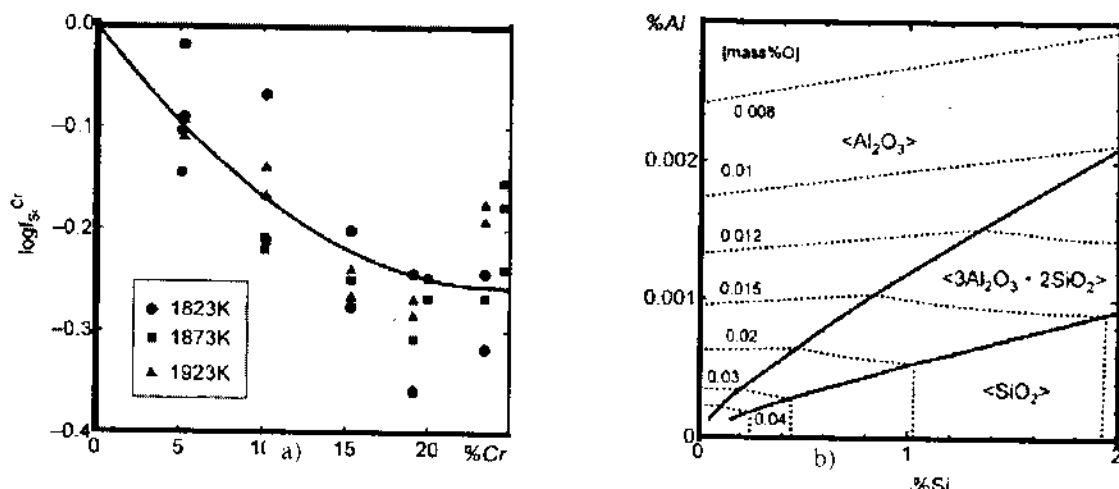
$$\log K'_{\text{Si}} = \log \frac{[\% \text{Si}]}{[\% \text{O}]^2}$$

trong đó: K - hằng số cân bằng; K' - tích số khử oxy; a - hoạt độ của nguyên tố; a_{Si} và a_{O} - hoạt độ của Si và O trong dung dịch loãng của hợp kim lỏng; a_{SiO_2} - hoạt độ của SiO_2 rắn nguyên chất.

Trong hệ Fe-Cr-Si-O, các hằng số K và K' có quan hệ:

$$\log f_{\text{Si}}^{\text{Cr}} = \log K_{\text{Si}} - \log K'_{\text{Si}} - \log f_{\text{Si}}^{\text{Si}} - \log f_{\text{Si}}^{\text{O}} - 2 \log f_{\text{O}}^{\text{O}} - 2 \log f_{\text{O}}^{\text{Si}} - 2 \log f_{\text{O}}^{\text{Cr}} + \log a_{\text{SiO}_2}$$

trong đó f_i^j là hệ số tương tác thể hiện ảnh hưởng của cấu tử thứ j đến sự hoà tan của cấu tử thứ i trong gang lỏng.



Hình 3.26. a) Quan hệ hệ số hoạt độ silic-nồng độ Cr và b) Giản đồ pha ổn định và đường đồng mức hàm lượng oxy khi tạo thành các sản phẩm khác nhau trong thép 20% Cr.

Thực nghiệm đã chứng minh được:

$$\log f_{Si}^{Cr} = -0,021[\%Cr] + 4,3 \times 10^{-4} [\%Cr]^2$$

Quan hệ này đúng với $\%Cr \leq 25\%$; $1823K \leq T \leq 1923K$; hệ số $c_{Si}^{Cr} = -0,021 \pm 0,002$ và mô tả như trên hình 3.26a. Quan hệ này cũng cho hay, khi tăng hàm lượng Cr, hệ số tương tác Cr-Si sẽ giảm đi, có nghĩa là hàm lượng Si trong hợp kim cũng giảm.

Khi dùng ferrosilic là chất khử oxy, sẽ có phản ứng khử oxy của nhôm. Sản phẩm Al_2O_3 của quá trình khử sẽ cùng SiO_2 tạo hợp chất là mulit $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$. Việc tạo ra sản phẩm nào sau khi khử oxy cho thép không gì phụ thuộc cả vào hàm lượng silic lẫn hàm lượng Al trong thép lỏng. Thí dụ, khi $\%Al = 12$ ppm tương ứng khi $\%Cr = 20\%$ và $Si = 1\%$ ở nhiệt độ $1823K$, sẽ xuất hiện các vật lẫn Al_2O_3 (hình 3.26b). Từ quan hệ trên hình 3.26b, ta dễ dàng tính toán được giới hạn hàm lượng Al và Si sao cho không để xuất hiện Al_2O_3 , là tạp chất có hại trong thép không gỉ.

6) Thép crom-niken hợp kim cao

Thép hợp kim Cr-Ni cao thường dùng để chế tạo các chi tiết chịu axit hoặc các chi tiết bền nóng. Tuy nhiên rất khó phân biệt đâu là giới hạn bền nóng, đâu là giới hạn chịu axit của loại thép này. Thí dụ, thép chịu nhiệt $25\% Cr + 12\% Ni$ làm việc rất tốt trong môi trường khí oxy hoá nhưng lại rất không ổn định trong axit sunfuric. Thép bền axit $18\% Cr + 8\% Ni$ rất ổn định trong axit nitric nhưng lại rất kém ổn định trong axit sunfuric. Ngược lại, thép $8\% Cr + 18\% Ni$ lại đáp ứng được mọi yêu cầu nói trên.

Tính đúc của hợp kim

Crom và niken mặc dù đều làm tăng độ sệt của thép nhưng vẫn nâng cao độ chảy loãng thực của hợp kim (độ chảy loãng đo ở nhiệt độ không đổi so với đường lỏng). Nhiều công trình nghiên cứu đã cho rằng, độ chảy loãng của thép Cr-Ni cao không phụ thuộc vào hàm lượng cacbon mà sẽ tăng lên khi hàm lượng Cr giảm đi và hàm lượng Ni tăng lên. Như vậy, độ chảy loãng của các hợp kim $Cr/Ni = 24/5$; $18/8$ và $8/18$ sẽ tăng theo thứ tự trên.

Độ chảy loãng thép Cr-Ni cao tăng khi nhiệt độ tăng đến một mức độ giới hạn nhất định, sau đó sẽ tăng không đáng kể. Bởi vậy, việc lựa chọn nhiệt độ rót cũng cần lưu ý đến đặc điểm này. Với những chi tiết thành mỏng cần rót ở nhiệt độ cao, tốc độ rót nhanh để đảm bảo tính điền đầy khuôn tốt. Tuy nhiên, việc kết hợp rót nhanh và nhiệt độ rót cao không thể sử dụng được đối với vật đúc có nhạy cảm với kết tinh hạt to. Nhiệt độ rót cao và rót nhanh không chỉ có ưu điểm mà còn có hàng loạt nhược điểm như: co ngót

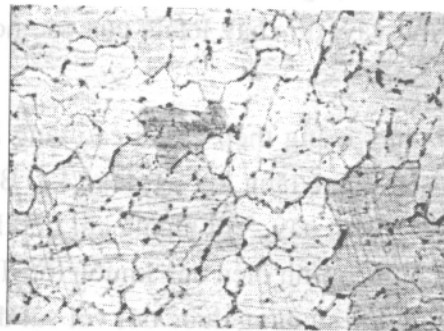
lớn, dễ thiên tích, dễ hình thành ứng suất và vết nứt. Bởi vậy, nhiệt độ rót thích hợp đối với thép loại này không thấp hơn 1400°C .

Việc khắc phục hiện tượng kết tinh hạt thô lẫn 1 là một nhiệm vụ rất quan trọng của công nghệ đúc. Có thể dùng phương pháp biến tính bằng Ti, Nb, Zr và N hoặc chuyển sang đúc ly tâm, đúc trong khuôn kim loại. Ngày nay còn dùng phương pháp làm nguội trong, không những để làm giảm kích thước hạt mà còn có tác dụng làm giảm kích thước đầu ngót. Với những vật đúc lớn, có thể dùng công nghệ rót huyền phù có bột sắt như một phương pháp làm nguội trong cho vật đúc. Công nghệ rót từ dưới lên, dùng nhiều rãnh dẫn cũng góp phần vào việc làm sạch vật đúc, đồng đều trường nhiệt độ, giảm ứng suất dư đối với thép Cr-Ni hợp kim cao.

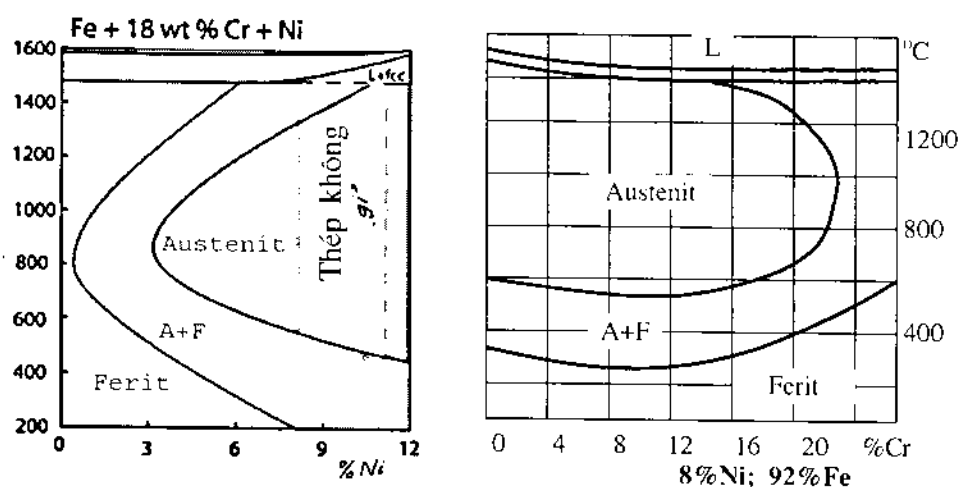
Vật đúc thép Cr-Ni hợp kim cao rất dễ bị nứt nóng, đặc biệt là nứt nóng bên trong do kích thước vật đúc lớn, hạt thô khi kết tinh lần thứ nhất, độ dẫn nhiệt thấp. Đồng thời vật đúc cũng rất dễ bị nứt nguội do ứng suất nhiệt và ứng suất biến pha. Mỗi nguy hiểm hình thành nứt nguội trong vật đúc không chỉ trong quá trình làm nguội, mà còn có cả ở trong quá trình phá khuôn và làm sạch vật đúc mà nguyên nhân chính là hiện tượng “giòn 475°C ” và giòn do tiết pha σ . Thông thường, chỉ nên làm sạch vật đúc sau khi đã ủ mềm để hạn chế hiện tượng nứt do va đập.

Thép crom-niken 18-8

Thành phần chính xác của thép: C < 0,25%; Cr = 17 - 22%; Ni = 7 - 9%; Si = 0,6 - 1,2%; Mn = 0,4 - 0,6%. Ngoài ra có thể hợp kim hoá thêm 0,15 - 0,25% Ti; 0,1 - 0,15% Al. Đây là mác thép chịu axit, làm việc trong điều kiện ăn mòn tích cực như: các dung dịch có tính oxy hoá, các sản phẩm dầu lửa... Hàm lượng Cr nhỏ nhất là 18% để đảm bảo cho vật đúc có nồng độ nhỏ nhất là 1/8 mol Cr sau khi đã hình thành cacbit đặc biệt $(\text{Cr}, \text{Fe})_4\text{C}$. Hàm lượng 8% Ni cũng là giá trị nhỏ nhất để nhận được tổ chức austenit khi nhiệt luyện thích hợp.



Hình 3.27. Tổ chức đúc của thép Cr-Ni18-8



Hình 3.28. Ảnh hưởng của Cr và Ni đến tính chất của thép

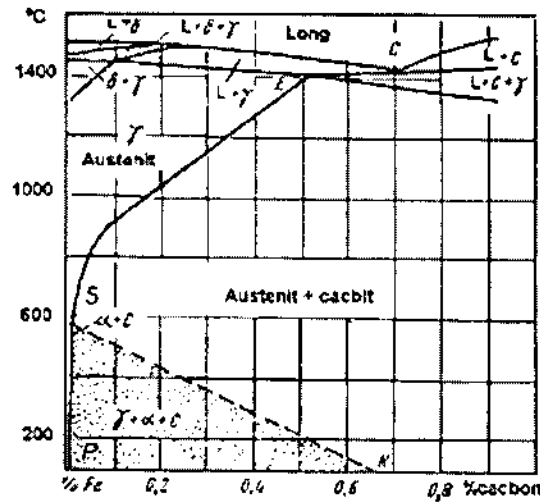
Tính ổn định chịu ăn mòn của thép Cr-Ni 18-8 tốt hơn nhiều so với thép mactenxit crom cao 18% Cr. Do thép Cr-Ni 18-8 có tổ chức một pha austenit và độ hạt đồng đều nên không có khả năng tạo ra những cặp pin galvanic cục bộ giống như trong tổ chức mactenxit của thép crom cao, do đó nó chịu ăn mòn tốt hơn. Mặt khác, khi có cùng nồng độ 18% Cr và khoảng 0,2% C thì tổ chức nền dung dịch rắn ferit trong thép mactenxit lại có nồng độ Cr nhỏ hơn. Trong thép austenit cùng thành phần, tất cả C đều nằm ở dạng dung dịch rắn. Vật đúc bằng thép không gỉ mactenxit có tính ổn định rất tốt trong điều kiện mài mòn hoặc đánh bóng.

Vật đúc thép Cr-Ni18-8 cũng tương tự như thép hatphin, phải tôi từ nhiệt độ 1150°C ở trong nước để nhận được tổ chức austenit. Nếu đem ram hoặc thép chịu biến dạng dẻo ở trạng thái nguội, sẽ có hiện tượng tiết pha cacbit và phân hủy cục bộ một phần austenit. Bởi vậy không bao giờ được ram thép 18-8 vì khi đó thép sẽ mất đi những đặc tính ưu việt của nó như: tính chống ăn mòn, khả năng không nhiễm từ, tính dẻo... Tính chống ăn mòn giảm đi do nền dung dịch rắn bị nghèo crom khi tiết ra cacbit, xuất hiện những cặp pin galvanic cục bộ. Việc tiết pha cacbit chủ yếu xảy ra trên biên giới hạt lại càng thúc đẩy quá trình ăn mòn giữa các tinh thể. Dạng ăn mòn này là điểm yếu lớn nhất của thép chịu axit austenit.

Trên hình 3.28 cho thấy rằng, với thép 18% Cr, nếu hàm lượng Ni chỉ là 7% thì phải nguội nhanh trong nước từ 1150°C mới có thể thu được tổ chức austenit. Thép 8%Ni nếu hàm lượng crom trên 25% thì không thể nhận được tổ chức austenit ngay cả khi tôi. Hình 3.29 cho thấy ảnh hưởng tổng hợp của Cr và Ni đến tổ chức của thép. Rõ

ràng là, các điểm tới hạn đều dịch chuyển sang phía trái, thí dụ, điểm C dịch từ 4,3% cacbon xuống còn 0,7; điểm E từ 2% xuống còn 0,5%. Như vậy, thép Cr-Ni 18-8 với khoảng 0,7% C có thể là thép austenit-cacbit hoặc thậm chí là gang trước hoặc sau cùng tinh. Thép có thành phần C nằm trong khoảng 0,02 - 0,5% C, khi nguội sẽ có quá trình tiết pha cacbit theo đường ES, cuối cùng, vật đúc sẽ có tổ chức là aus+ferit+cacbit. Tổ chức này có tính dẻo kém và tính chịu ăn mòn rất tồi.

Bởi vậy cần làm nguội rất nhanh khi thép đang nằm trong vùng ESK. Để hạn chế hiện tượng tiết pha cacbit, có thể dùng hợp kim hoá thêm bằng các nguyên tố Ti hoặc Nb. Titan và niobi sẽ kết hợp với cacbon tạo cacbit bền vững, ngăn ngừa quá trình tiết pha cacbit trên biên giới hạt khi làm nguội hoặc khi nung vật đúc lên trên đường PSK. Công thức kinh nghiệm: $Ti(C-0,02) = 5,5 - 6,0$ để đảm bảo có quá trình tạo TiC nhưng đồng thời vẫn có Ti dư để tạo TiN. Như vậy sẽ hạn chế được hiện tượng ăn mòn tinh giới hạt. Tương tự, hàm lượng niobi khoảng 0,8 - 0,9%.



Hình 3.29. Ảnh hưởng của cacbon đến tính chất của thép Cr-Ni 18-8

Các kết quả nghiên cứu đều khẳng định một số kết luận sau đây:

- Thép 18-8 có 0,1% C sau khi giữ ở nhiệt độ 750°C trong 35 ngày có tiết cacbit rất mạnh, mạnh đến mức độ dai và đập giảm từ 19,4 xuống còn 4,0 kgm/cm².
- Khi hàm lượng C giảm xuống còn 0,05%, tác dụng của việc tiết pha cacbit không làm ảnh hưởng gì đến độ dẻo và độ dai và đập ngay cả khi giữ ở 750°C trong 29 tuần.
- Trong thép 18% Cr, nếu nâng hàm lượng Ni lên đến 20% nhằm mục đích nâng cao tính ổn định của austenit, cũng không thể ngăn ngừa được hiện tượng tiết pha cacbit và giảm đột ngột độ dai và đập khi nung 750°C trong 1 giờ, nếu giữ nhiệt lâu hơn ở 1150°C, thép bền nóng vẫn giữ được tính chất của thép austenit đều hạt.

Thép Cr-Ni 18-8 sẽ thay thế cho thép crom cao mactenxit khi và chỉ khi vật đúc chịu tải trọng không lớn khi làm việc vì thép 18-8 có giới hạn đàn hồi rất thấp. Tóm lại, đối với những vật đúc làm việc chịu tải trọng cao, môi trường ăn mòn mạnh không nên dùng thép không gỉ mactenxit, cũng không nên dùng thép Cr-Ni austenit. Trong trường hợp này phải dùng một loại thép khác, thép ferit-austenit. Thí dụ, thép có thành phần(%): 0,17C; 0,93 Si; 0,78 Mn; 17,5 Cr; 8,95 Ni, và 0,22 Ti. Thép có giới hạn chảy 337 MPa; độ bền kéo 412 MPa, độ giãn dài 21%, độ dai va đập $a_k = 117$ MPa. Tính chất này thép Cr-Ni 18-8 không thể có được. Thép này có giới hạn chảy và tính thấm từ rất cao bởi vì nó có cấu trúc hai pha austenit +ferit và cấu trúc này được giữ nguyên với bất kỳ dạng nhiệt luyện nào. Sau nhiệt luyện, chỉ có cacbit biến mất, austenit và ferit vẫn còn nguyên. Có thể giải thích điều này như sau: Phía trên giản đồ hình 3.29 ta thấy, nếu $\%C < 0,1\%$, trong quá trình kết tinh lần 1 không chỉ có các hạt austenit hình thành mà còn có cả các tinh thể ferit- δ . Trong điều kiện cân bằng như trên giản đồ, nếu làm nguội tiếp tục, nó phải có chuyển biến $\delta \rightarrow \gamma$, khi đó sẽ chỉ thu được một pha austenit. Trong điều kiện thực tế của vật đúc khi đông đặc, do thiên tích và khuếch tán chậm, các tinh thể ferit- δ sẽ không tham gia chuyển biến $\delta \rightarrow \gamma$. Mặt khác các tinh thể ferit- δ có thể có hàm lượng Ni và C thấp đến mức chuyển biến nói trên không thể xảy ra.

Do điện thế ăn mòn của từng pha rất cao nên tính chống ăn mòn của thép 18-8 hai pha thấp cacbon vẫn cao tương tự như thép một pha austenit 18-8. Trong thép 18-8 hai pha, các tinh thể ferit làm giảm khả năng ăn mòn giữa các tinh thể của thép. Mặt khác, do độ dẻo của ferit có giảm đi một chút, ứng suất trên biên giới hai pha có tăng thì đối với thép 18-8 thấp C, độ dẻo có giảm một chút cũng không có ý nghĩa gì nhiều.

Đối với vật đúc thành mỏng và đơn giản về hình dáng, hàm lượng C cần phải nằm trong giới hạn 0,15 - 0,20% và bắt buộc phải tôi ở trong nước từ 1050 - 1150°C. Vật đúc có hình dáng phức tạp trung bình, C= 0,08 - 0,12%, tôi trong nước hoặc trong không khí. Vật đúc lớn và hình dáng phức tạp, C= 0,04 - 0,06%, không cần nhiệt luyện dưới bất kỳ hình thức nào. Trong tất cả các trường hợp nói trên, cần phải có hợp kim hoá 0,15 - 0,25%Ti để đảm bảo hạt kim loại được nhỏ mịn. Đặc biệt, để nâng cao khả năng chống ăn mòn tinh giới hạt, có thể nâng cao Ti lên đến 0,4 - 0,5%. Hàm lượng Mn chỉ nên khống chế ở 0,4-0,6% vì đưa nhiều Mn dưới dạng fero sẽ nâng cao hàm lượng cacbon tuy rằng có thể tiết kiệm được niken. Thí dụ, thép 18% Cr; 6% Ni và 4% Mn với 0,1% C thì có cấu trúc 95% γ và 5% α . Khi 4% Ni và 6% Mn đã có 80% γ và 20% α . Lưu huỳnh trong thép 18-8 đôi khi có thể cao đến 0,1% để nâng cao khả năng gia công cơ khí khi có mặt các nguyên tố Mo hoặc Zr mà không làm ảnh hưởng đến tính bền nóng của thép. Nhôm trong thép 18-8 có tác dụng nâng cao giới hạn chảy, độ bền kéo; giảm độ hạt và

nâng cao khả năng chống ăn mòn của thép trong H_2SO_4 nóng và nguội. Hàm lượng Al trong thép khoảng 0,1 - 0,15%.

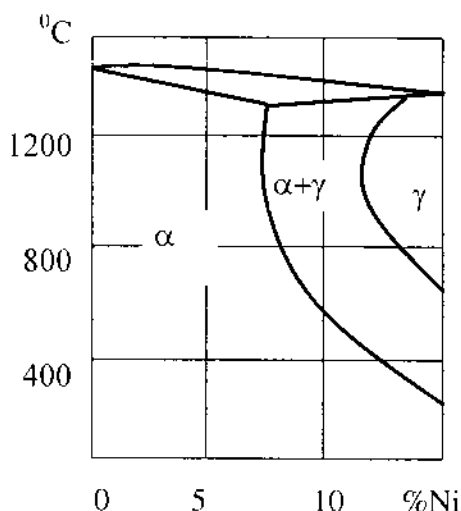
Thép Cr-Ni chịu nóng và chịu axit đặc biệt

Mặc dù thép Cr-Ni 18-8 có những tính chất ưu việt, nhưng nó vẫn không chịu được ăn mòn trong một số môi trường. Ở nhiệt độ trên $1100^\circ C$, chỉ có thép Cr > 20%, đồng thời cũng phải nâng cao hàm lượng Ni mới có tính chịu nhiệt tốt. Hình 3.30 cho thấy mối quan hệ giữa hàm lượng Ni và tính chịu nhiệt của thép chứa 25%Cr.

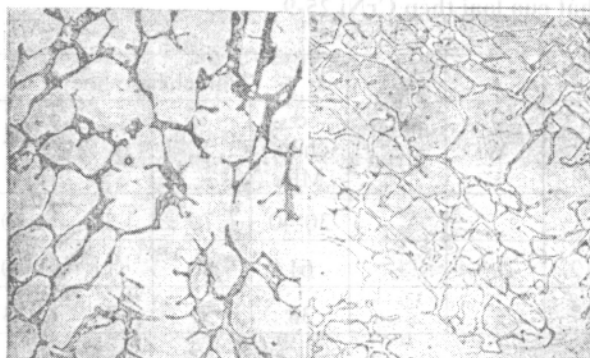
Từ hình 3.30 dễ dàng thấy rằng, để đảm bảo vật đúc có tổ chức austenit, thép phải có nồng độ Cr = 25% ; Ni = 12% và bắt buộc phải tôi thép ở nhiệt độ $1000-1100^\circ C$. Thép này có thể làm việc ở $760^\circ C$ sẽ có độ giãn dài dư 1% sau 10000 giờ làm việc ở ứng suất 36,5 MPa hoặc ở $980^\circ C$ với ứng suất 11,5 MPa. Việc sản xuất ra thép Cr-Ni 25-12 có tổ chức đơn thuần là austenit khó hơn là thép 18-8 vì trong thép 18-8 thì tổ chức hai pha lại tỏ ra là có lợi nhưng trong thép 25-12 lại không cho phép tổ chức hai pha. Vật đúc bằng thép 25-12 có tổ chức hai pha chỉ dùng trong trường hợp làm việc ở nhiệt độ thường hoặc ở nhiệt độ cao nhưng chịu tải trọng nhỏ.

Tuy nhiên, tổ chức một pha của thép Cr-Ni 25-12 cũng không ổn định, khi nung lên nhiệt độ cao, trong thép cũng dễ tiết ra cacbit, làm giảm độ dẻo và tính ổn định chống ăn mòn của thép. Bởi vậy, những vật đúc chịu axit, chịu ăn mòn tinh giới hạt và không thể tôi toàn bộ chi tiết thì cần có tổ chức hai pha ferit+austenit. Thép này có độ dẻo nhỏ nhưng môđun đàn hồi lớn và tính ổn định chịu ăn mòn cũng tương đối tốt ngay ở trạng thái đúc. Bởi vậy, người ta thường hay dùng thép Cr-Ni 25-9 hoặc 25-5 có hợp kim hoá thêm một số nguyên tố khác.

Thép này chịu ăn mòn rất tốt trong môi trường axit, đặc biệt là axit photphoric. Tổ chức hai pha làm hạn chế sự phát triển ăn mòn giữa các tinh thể. Nhiệt luyện đơn giản, dễ gia công cắt gọt, hàm lượng Ni thấp, đó là những ưu việt của thép loại này.



Hình 3.30. Ảnh hưởng của Ni đến tính chất của thép 25% Cr



a)

b)

Hình 3.31. Tổ chức thép crom 25-5

a) chiều dày thành 100mm, khuôn tươi

b) nguội ngoài không khí

**Hình 3.32.****Tổ chức đúc của thép Cr-Ni24-12****Bảng 3.12. Thành phần và tính chất của một số mác thép Cr-Ni 25-12**

	Thành phần thép, %				Chế độ nhiệt luyện	Tính chất cơ học			
	C	Cr	Ni			σ chảy, MPa	σ bền, MPa	δ , %	ψ , %
1	0,1	25,0	11,5		đúc	28,5	56,6	43	56
4	0,25	25,5	11,0		1150, nước	42,2	67,6	30	35
5	0,33	24,2	12,4		đúc	23,2	50,5	23	26
6	0,42	23,7	12,4		đúc	26,3	46,4	32	16

Trong ngành công nghiệp dầu mỏ, việc dùng vận hành nhà máy do hiện tượng tăng cacbon, và có lẽ điều quan trọng hơn lại là hậu quả của các kiểu phá hủy kim loại một cách kinh khủng được gọi là “mùn kim loại” đang nâng giá thành các sản phẩm công nghiệp tương đương hàng triệu đôla hàng năm. Mùn kim loại là một hiện tượng kỳ lạ mà nó bắt đầu một cách ngẫu nhiên sau một thời gian vận hành dường như khá thuận lợi. Khi xảy ra hiện tượng mòn kim loại, sự phá hủy các chi tiết của nhà máy xảy ra một cách nhanh chóng và khủng khiếp. Để khắc phục được hiện tượng này, hoặc là phải sửa chữa, thay thế các chi tiết khá tốn kém và hậu quả là, sản lượng nhà máy bị giảm mà không thể tính toán được. Thí dụ trong nhà máy sản xuất metanol hoặc amoniac, kim loại bị mòn trong các chi tiết chứa hơi nước, vòng đệm, thanh dằng trong nồi hơi. Bản chất của hiện tượng mòn kim loại có điểm hơi khác để có thể minh họa bằng các giải pháp kỹ thuật hoặc giải pháp vật liệu.

Bảng 3.13. Tính chất của loại thép CrNi 25-9

Thành phần thép, %							Chế độ nhiệt luyện	Tính chất cơ học			
	C	Cr	Ni	Mo	Ti	W		σ chảy, MPa	σ bền, MPa	σ , %	ψ , %
1	0,3	29,0	9,0					30-40	70	30	30
2	0,09	25,5	4,24	1,22	0,12			61	80	11	10
3	0,06	25,9	4,83		0,17			38	51	24	23

Tổng quan về thép không gỉ

Loại thép	Nguyên tố hợp kim chủ yếu	Tác dụng
Mactenxit	Fe-Cr(<18%) -C (0,6-1,2%)	
Ferit lập phương thể tâm	Fe-Cr 12-25%	Chống ăn mòn không tốt lắm
Austenit	Fe-(8-10%)Ni-(18-30)Cr	Không từ tính, chống ăn mòn và mài mòn tốt
Song pha ($\alpha+\gamma$)	Fe-(3-9%)Ni-(18-30)Cr	Chống ăn mòn rất tốt
Tiết pha biến cứng	Fe-Cr-Ni-Al-Nb: tiết pha trung gian giữa các kim loại.	Dễ chế tạo; chống ăn mòn, tính dẻo và độ bền đều tăng.
Siêu ferit	Fe-Cr-Ni-Mo-N	
Siêu austenit: hợp kim loại 2&3 với C < 0,02%; Cr lên tới 29%; Mo 8,5%; N 0,2%		Chống ăn mòn tuyệt vời, khử C nhờ O - Ar

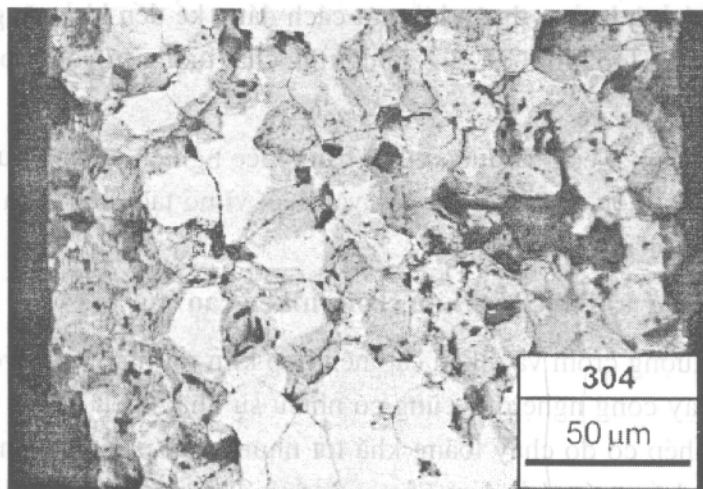
Những nghiên cứu hiện tượng mủn kim loại được tiến hành đối với một số mác thép crom cao nhằm phát hiện cơ chế phá hủy và các thông số ảnh hưởng đến hiện tượng phá hủy đặc biệt này. Thành phần các hợp kim nghiên cứu cho trên bảng 3.14.

Các thí nghiệm nghiên cứu sự ăn mòn trong khí nóng (mủn kim loại) của các hợp kim nói trên được tiến hành trong các điều kiện sau:

- Thành phần khí 73,2% H_2 + 22,4% CO + 2,4% H_2O
- Nhiệt độ 560°C
- Thời gian 200 giờ
- Áp suất thay đổi: 1,5; 1,9 và 5,1 bar.

Các kết luận được rút ra:

1. Hợp kim P91 và HCM12 có khả năng chịu ăn mòn khí nóng rất kém. Có nghĩa là hợp kim bị mủn do các khí tấn công phá hủy ngay trong thời gian tương đối ngắn sau khi kim loại tiếp xúc với hỗn hợp khí.



Hình 3.33. Thép 304 bị phá hủy sau 180 giờ làm việc ở áp suất 1,9 at.

Bảng 3.14. Thành phần các hợp kim nghiên cứu ăn mòn ở nhiệt độ cao

Mác thép	Thành phần các nguyên tố, %							
	C	Cr	Ni	Si	Mo	Mn	V	Khác
P91	0,10	8,60	0,26	0,36	0,93	0,41	0,21	Al
X20CrMoV	0,19	11,2	0,66		0,86	0,50	0,25	
AISI 410	0,10	12,1		0,19	1,03	0,52	0,24	W
AISI 410 Si	0,09	12,1		2,75		1,27		Ti
AISI 304	0,03	17,6	8,66	0,55		0,83		
AISI 310	0,04	24,5	19,2	1,63		0,89		
HK800H	0,07	20,4	30,6	0,38		0,70		Ti, Al

2. Hợp kim Cr18Ni10 bị mòn một cách khủng khiếp ở 1,9 bar sau 180 giờ làm việc. Sự phá hủy này là một kiểu phá hủy biên giới hạt cục bộ được gây ra do hiện tượng phá hủy sự liên kết giữa các hạt và làm tan rã hoàn toàn vật liệu.

3. Vai trò của Ni trong việc chống lại ăn mòn ở nhiệt độ cao kém hơn crom rất nhiều. Thí dụ, hợp kim Cr20Ni32 vẫn bị mòn rất mạnh ngay sau một thời gian ngắn làm việc, nhưng hợp kim Cr25Ni20 lại tỏ ra rất bền nhiệt trong khoảng thời gian nghiên cứu 200 giờ.

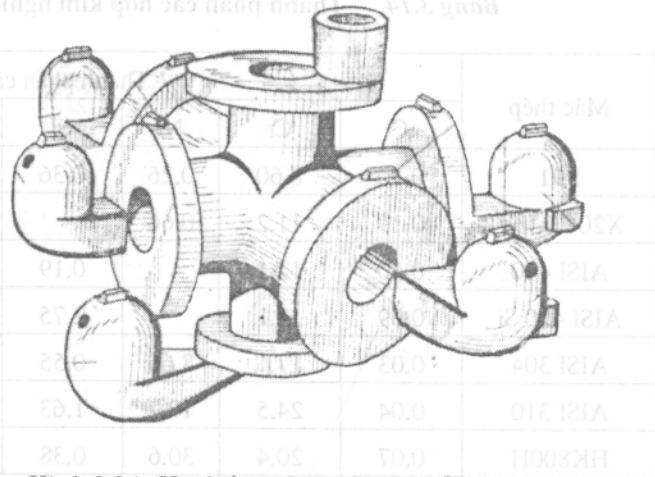
4. Silic có ảnh hưởng thuận lợi một cách đáng kể đến khả năng chống lại sự phá huỷ ở nhiệt độ cao. Hợp kim Cr12Si2,75 có tính chất tương tự với hợp kim Cr25Ni20 về mặt chống ăn mòn.

5. Bề mặt làm việc nếu được xử lý bằng việc nghiền có ảnh hưởng rất mạnh đến khả năng chống ăn mòn nhiệt độ cao của vật liệu, vì nó tạo điều kiện hình thành nhanh chóng một lớp oxit bảo vệ trên bề mặt.

Một số lưu ý khi đúc hợp kim crom-niken cao

Do hàm lượng crom và niken cao nên hợp kim rất nhạy cảm với cả nứt nóng lẫn nứt nguội. Bởi vậy công nghệ đúc cũng có nhiều sự khác biệt. Trước hết là nhiệt độ và tốc độ rót. Tuy thép có độ chảy loãng khá tốt nhưng vẫn phải rót ở nhiệt độ cao và rót nhanh nhưng hệ thống rót phải đảm bảo quá trình điền đầy kim loại là êm và thuận lợi. Nâng cao nhiệt độ rót có thuận lợi là vật đúc điền đầy tốt, các tạp chất dễ nổi trong hệ thống rót, nhưng thép lại có tổ chức thô, khó thu được vật đúc chắc đặc. Thông thường thép hợp kim cao phải rót ở nhiệt độ $1420 - 1450^\circ\text{C}$.

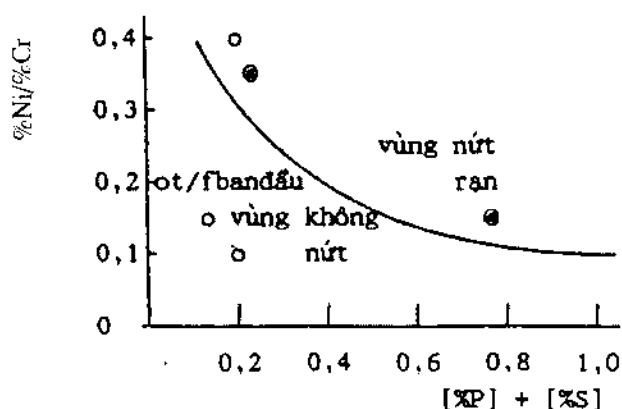
Việc bố trí đầu ngót và hệ thống rót phải đảm bảo cho hướng dòng thuận lợi, trường nhiệt độ phân bố đều. Hệ thống rót phải tính toán sao cho lớn hơn so với thép cacbon thường. Dẫn kim loại vào khuôn theo nhiều rãnh dẫn, vị trí phân bố đều (hình 3.34). Có thể rót theo kiểu xiphông.



Hình 3.34. Hệ thống rót, ngót, hơi của vật đúc crom-niken cao

Thép hợp kim Cr-Ni cao rất nhạy cảm với nứt nguội nên cần phải dỡ vật đúc ngay sau khi đông đặc rồi cho vào lò làm nguội chậm. Những vật đúc hình dáng phức tạp, việc loại bỏ đầu rót và đầu ngót cần phải dùng cưa, không được đập gãy hoặc cắt bằng ngọn lửa để tránh tạo ứng suất cục bộ ở chân đầu, gây nứt khi loại bỏ đầu rót, ngót.

Việc xác định hợp kim có dễ bị nứt hay không phải dựa vào thành phần các nguyên tố Cr, Ni, P và S (hình 3.35). Đối với hợp kim có thành phần dễ bị nứt rạn, các quy trình công nghệ như cách bố trí hệ thống rót, ngót, công nghệ khuôn, nhiệt độ rót, phá dỡ khuôn... cần phải kiểm tra nghiêm ngặt theo đúng quy định đã được thiết kế.



Hình 3.35. Ảnh hưởng của thành phần hợp kim đến việc hình thành ứng suất trong vật đúc.

Bảng 3.15. Một số mác thép crom-niken cao và công dụng

Mác thép	Tính chất cơ bản	Công dụng của vật đúc
1Cr13	Chống ăn mòn trong khí quyển tốt	Chi tiết cần độ dẻo cao, chịu va đập như cánh tuabin, van máy ép thủy lực. Chi tiết làm việc trong môi trường hoạt tính yếu.
2Cr13	Như trên	Như trên, nhưng cần độ cứng cao hơn.
Cr25Ti	Chịu axit, chịu nóng tới 1100°C	Chi tiết trong nồi chứa hơi HNO ₃ ; H ₃ PO ₄ ; máy hoá; ghi lò.
Cr18Ni9Ti	Chịu axit, bền nóng tới 600°C; chống ăn mòn của khí; ăn mòn giữa các tinh thể	Giá đỡ trong công nghiệp hoá chất; ống dẫn khí thải; hộp và nắp thiết bị thẩm than; thiết bị gia công dầu hoá.
Cr18Ni12Mo3Ti	Chịu axit, bền nóng tới 800°C, chống ăn mòn giữa các tinh thể tốt.	Các chi tiết chịu axit sôi. Chống ăn mòn trong cả sunfit và kiềm.
Cr9Si2	Chịu nóng tới 800°C	Chi tiết làm việc lâu ở nhiệt độ 700°C.
Cr24Ni12Si	Chịu axit, chịu nóng tới 1100°C	Chi tiết làm việc nhiệt độ cao, áp lực lớn.
Cr18Ni24Si2	Chịu axit, chịu nóng tới 1100°C	Làm việc nhiệt độ cao, tải trọng lớn như xích tải.
Cr6Si2Mo	Chịu axit, chịu nóng tới 750°C	Làm việc chịu tải trọng dưới 750°C.
Cr21Ni11B2	Chịu axit, chịu nóng tới 970°C	Làm việc chịu tải trọng, nhiệt độ 650°C - 870°C.
4Cr14Ni14B2Mo	Chịu axit, chịu nóng tới 800°C	Chi tiết nồi hơi.
Cr15Ni60	Chịu nóng tới 1000°C	Các chi tiết dây nung, lò thẩm than.

Bảng 3.16. Thành phần một số mác thép crom cao

Thép	Mác	Hàm lượng các nguyên tố (%)									
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	V	S	P
Không gỉ	1Cr13	0,15	0,7	0,6	12,0	0,6	-	-	-	< 0,03	< 0,035
	2Cr13	0,16 - 0,24	0,7	0,6	14 - 12	0,6				< 0,03	< 0,035
Chịu axit	Cr25Ti	0,2	1,2	0,8	25	0,6		0,04	-	0,03	0,035
	Cr28	0,5 - 1,0	0,5 - 1,3	0,5 - 0,8	26 - 30					0,08	0,1
	Cr34	1,5 - 2,2	1,3 - 1,7	0,5 - 0,8	32 - 36					0,1	0,1
	Cr18Ni9Ti	0,14	1,0	1,0 - 2,0	17	8 - 11		0,03 - 0,8		0,03	0,035
	Cr18Ni12Mo3Ti	0,12	1,0	1,0 - 2,0	16 - 19	11 - 13	3 - 4	0,3 - 0,6		0,03	0,035
Chịu nóng	Cr8Si2	0,3 - 0,5	2 - 3	0,7	0,8 - 10	0,6				0,03	0,035
	Cr24Ni12Si2	0,4	0,5 - 1,5	0,3 - 0,8	22 - 26	11 - 13				0,03	0,035
	Cr18Ni24Si2	0,3 - 0,4	2 - 3	1,5	17 - 20	23 - 25				0,03	0,035
	Cr25Ni19Si2	0,2	2 - 3	1,5	23 - 27	18 - 22				0,03	0,035
Bền nóng	Cr6Si2Mo	0,15	1,5	0,7	5,0	0,6	0,45		-	0,03	0,035
	Cr21Ni11B2	0,1 - 0,25	0,7 - 1,5	0,6 - 1,2	20 - 22	11 - 12	0,25	0,05 - 0,2	0,4-0,3	0,03	0,035
	4Cr14Ni14B2Mo	0,4 - 0,5	0,8	0,7	13 - 15	13 - 15	0,25 - 0,4	-	2-8,5	0,03	0,035
	Cr15Ni60	0,15	1,0	1,5	15 - 18	55 - 61	-		-	0,03	0,035

Thép silic

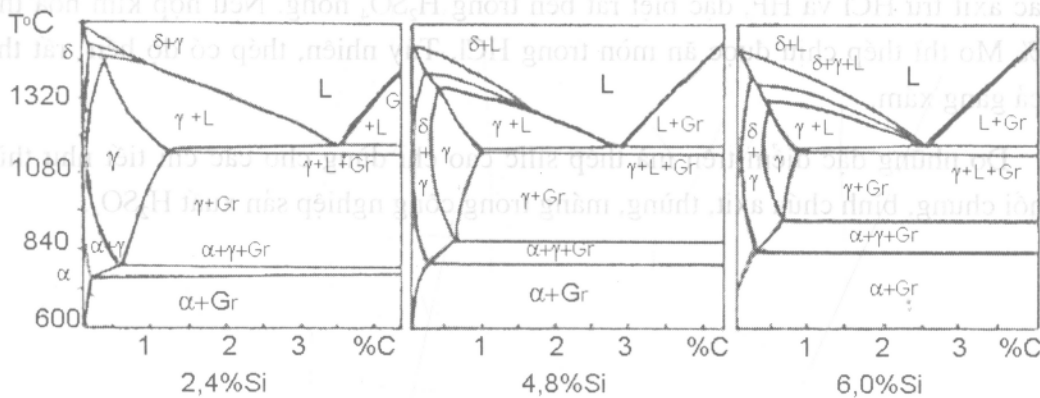
a) Tính đúc của thép

Tăng hàm lượng Si làm giảm nhiệt độ chảy và hệ số dẫn nhiệt của thép. Khi hàm lượng Si > 1,5%, thép kết tinh ở dạng hai pha và khoảng kết tinh tăng rất mạnh, độ chảy loãng thực tế của thép tăng mặc dù trong thép có nhiều vật lẫn và màng SiO₂. Ảnh hưởng của Si đến độ chảy loãng còn phải tính đến nhiệt độ nóng chảy của thép. Với thép 0,4%

C, khi hàm lượng Si nhỏ ($<1,5\%$), cần phải rót ở nhiệt độ rất cao, $1620 - 1650^{\circ}\text{C}$, nhưng khi hàm lượng Si lên đến 18% thì nhiệt độ rót chỉ còn là 1270°C . Nhiệt độ rót cao làm cho thép có tổ chức hạt thô không thể nhiệt luyện để giảm độ hạt được. Độ hạt thô to chỉ có lợi khi cần có tính chất lý học tốt nhưng lại bất lợi cho các tính chất hoá học.

Silic làm tăng hệ số co ở trạng thái lỏng, làm giảm độ dẫn nhiệt của thép nên làm tăng rõ co thể tích, nên đầu ngót phải thiết kế lớn hơn thép thường. Hệ số co dài của thép rất cao, khoảng $2,5\%$, nhưng co trước peclit tuy nhỏ nhưng vẫn cao hơn co trước peclit của thép cacbon, thêm nữa là độ hạt thô to, dẫn nhiệt kém nên thép silic thấp dễ bị nứt nóng. Thép silic cao có độ cứng rất cao nên không thể cắt đầu ngót bằng nhiệt hoặc máy cắt được, nên thường dùng kiểu đầu ngót dễ đập.

Vấn đề khó khăn nhất khi chế tạo thép silic cao là ứng suất và nứt nguội do thép có độ dẫn nhiệt kém, độ bền thấp và thép khá giòn. Thép nhạy cảm với nứt nguội đến mức, nếu nhiệt độ trên cùng một thiết diện chênh lệch quá 40°C , là sinh nứt nguội ngay lập tức. Bởi vậy, khi vận chuyển, làm sạch phải hết sức lưu ý vấn đề này. Sau đúc, cần dỡ vật đúc sớm và cho vào lò làm nguội chậm.



Hình 3.36. Giản đồ trạng thái Fe-C với hàm lượng silic khác nhau

b) Tính chất của thép silic

Do silic làm thu hẹp vùng γ , nên khi hợp kim hoá vừa cũng đã thu được tổ chức 1 pha ferit và thép sẽ có một số tính chất ưu việt, đặc biệt là khi hàm lượng silic trên 12% . Khi đó, Si không tan trong sắt mà bắt đầu hình thành pha liên kim silicit, tính chịu ăn mòn của thép tăng mạnh nhưng độ dẻo giảm nhanh.

Thép kết cấu hợp kim thấp: $0,1 - 0,2\% \text{ C}$; khoảng $1\% \text{ Si}$. Sau nhiệt luyện thích

hợp, thép có tổ chức là xoochbit, độ bền kéo có thể đạt tới 500 MPa, độ dẫn dài 30-40%. Đặc điểm của thép này là độ dẻo không thay đổi theo nhiệt độ, tính gia công tốt, tính chịu mài mòn và giới hạn mỏi tốt hơn thép C cùng độ bền.

Thép kết cấu hợp kim cao

Thành phần cơ bản có : 0,4 - 0,5% C; 1,4 - 1,6% Si. Thép có tổ chức là peclit. Thép có thể đạt độ bền kéo 700 - 850 MPa, độ dẫn dài chỉ còn 10 - 15%. Thép chịu mài mòn tốt trong môi trường hạt bụi như máy nghiền. Thép này phải ủ ở nhiệt độ cao trên 930°C.

Thép kỹ thuật điện

Thành phần Si = 1,5 - 4,0%; C < 0,08%. Thép có tổ chức thuần ferit hạt thô, rất phù hợp với điều kiện làm việc của máy điện: tính chất từ mềm, ít tổn hao nhiệt do dòng phucô, chịu nhiệt đến 500-600°C.

Thép silic hợp kim cao có tính chất đặc biệt

Thành phần Si cao đến 14 - 18%, C = 0,3 - 0,7%. Thép chịu ăn mòn trong hầu hết các axit trừ HCl và HF, đặc biệt rất bền trong H₂SO₄ nóng. Nếu hợp kim hoá thêm 3 - 4% Mo thì thép chịu được ăn mòn trong HCl. Tuy nhiên, thép có độ bền rất thấp, thua cả gang xám.

Do những đặc điểm trên mà thép silic cao chỉ dùng cho các chi tiết như thùng hấp, nồi chưng, bình chứa axit, thùng, máng trong công nghiệp sản xuất H₂SO₄.

Chương 4

NHÔM ĐÚC

4.1. NHÔM VÀ HỢP KIM NHÔM

4.1.1. Tính chất nhôm sạch

Nhôm là kim loại nhóm III, số thứ tự 13 trong bảng tuần hoàn Mendeleev. Cấu hình điện tử của nhôm là: $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$. Thế ion hoá của điện tử lớp 3p rất nhỏ, khoảng 5.98 eV. Điều này giải thích tại sao nhôm lại dẫn điện tốt. Nhôm cũng có khả năng dẫn nhiệt tốt. Nhôm sạch có trọng lượng riêng 2700 kg/m^3 , nhiệt độ nóng chảy 660°C , độ dẫn nhiệt ở 20°C là $210 \text{ W/m}^\circ\text{C}$ và điện trở riêng là $0,028 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{m}$.

Nhôm sạch dẻo nhưng kém bền, thí dụ, sau cán nguội, nhôm 99,996% có độ bền khoảng 114 MPa và độ dẫn dài khoảng 5.5%. Sau ủ, độ bền nhôm sạch chỉ còn 48 MPa và độ dẫn dài tăng đến 48%.

Nhiệt độ kết tinh lại của nhôm phụ thuộc vào lượng tạp chất và mức độ biến dạng. Nhôm 99,994% sau biến dạng 40%, bắt đầu kết tinh lại ở 150°C và kết thúc ở 270°C .

Ở nhiệt độ thường, nhôm được bao bọc bởi một lớp màng oxit nhôm Al_2O_3 có cấu trúc xít chặt, với chiều dày khoảng 40 - 100Å. Do cấu trúc xít chặt và liên kết bền chắc với nhôm kim loại ở phía trong, màng oxit này có tác dụng bảo vệ chống ăn mòn rất tốt và gây thụ động hoá mạnh trong nhiều môi trường điện ly. Bởi vậy, nhôm nguyên

chất được dùng làm lớp bọc các chi tiết làm việc trong điều kiện ăn mòn trong môi trường điện ly có độ pH khoảng 7. Trong kỹ thuật còn áp dụng công nghệ anot hoá nhằm tạo màng oxit nhôm xít chặt để bảo vệ nhôm và hợp kim nhôm rất có hiệu quả.

Trong nhôm sạch, tạp chất đáng chú ý nhất là sắt và silic. Lượng sắt trong nhôm nếu quá 0,05% thì sẽ sinh ra hợp chất FeAl_3 hình kim và rất giòn. Hợp chất này làm giảm độ dẻo và giảm khả năng chống ăn mòn đi nhiều. Silic trong nhôm sẽ cùng với sắt tạo thành một pha liên kim $\alpha(\text{AlFeSi})$ kết tinh ở dạng khung xương và $\beta(\text{AlFeSi})$ hình kim thô to, cũng làm giảm độ dẻo của nhôm sạch. Do các pha trên có điện thế điện cực rất khác so với nhôm nền, bởi vậy nhôm sạch có chứa các tạp chất sắt và silic đều có tính chống ăn mòn kém hơn nhiều. Có thể hạn chế tác hại của sắt bằng cách cho thêm vào nhôm sạch một lượng nhỏ mangan để hình thành pha liên kim mới AlFeSiMn ở dạng hạt tập trung, ít ảnh hưởng đến tính dẻo.

Trong kỹ thuật, nhôm sạch được phân loại theo tiêu chuẩn TCVN 1659-75 (bảng 4.1)

Bảng 4.1. Thành phần nhôm sạch

TT	TCVN 1659-75	Theo CHLB Nga	Tạp chất (%)			Phân loại
			Al	Fe	Si	
1	Al 99,999	A999	99,999			Sạch đặc biệt
2	Al 99,995	A995	99,99	0,0015	0,0015	Sạch cao
3	Al 99,99	A99	99,97	0,003	0,003	Sạch cao
4	Al 99,97	A97	99,97	0,015	0,015	Sạch cao
5	Al 99,95	A95	99,95	0,030	0,030	Sạch cao
6	Al 99,85	A85	99,85	0,08	0,06	Sạch kỹ thuật
7	Al 99,80	A8	99,8	0,12	0,10	Sạch kỹ thuật
8	Al 99,70	A7	99,70	0,16	0,16	Sạch kỹ thuật
9	Al 99,60	A6	99,60	0,25	0,20	Sạch kỹ thuật
10	Al 99,50	A5	99,50	0,30	0,30	Sạch kỹ thuật
11	Al 99,00	A0	99,00	0,50	0,50	Sạch kỹ thuật
12		A	99,00	0,80	0,50	Sạch kỹ thuật
13		AE	99,50	0,35	0,12	Sạch kỹ thuật

4.1.2. Phân loại hợp kim nhôm

Cách phân loại thông dụng hiện nay là chia hợp kim nhôm thành hai nhóm: hợp kim nhôm biến dạng và hợp kim nhôm đúc.

a) Hợp kim nhôm biến dạng lại chia làm hai nhóm:

1. Hợp kim nhôm biến dạng không thể hoá bền bằng nhiệt luyện. Những hợp kim: Al-Mn (Mn = 1,0 - 1,6%) và Al-Mg (Mg < 0,60%) thuộc nhóm này.

2. Hợp kim nhôm biến dạng hoá bền bằng nhiệt luyện. Nhóm này bao gồm các họ:

+) Al-Cu-Mg (hay còn gọi là đura);

+) Al-Mg-Si (còn gọi là avian)

+) Al-Mg-Si-Cu

+) Al-Zn-Mg-Cu (hợp kim nhôm biến dạng độ bền cao)

+) Al-MgSi-Fe-Ni; Al-Cu-Mg-Fe-Ni; Al-Cu-Mn.

Hợp kim nhôm biến dạng không hoá bền bằng nhiệt luyện được bởi vì, khi nâng nhiệt độ, trong nhôm không có hoặc có chuyển biến pha nhưng chuyển biến pha xảy ra rất chậm chạp, quá trình bão hoà của các nguyên tố trong nền hợp kim không đáng kể làm cho tổ chức và tính chất của hợp kim không thay đổi sau nhiệt luyện.

Hợp kim nhôm biến dạng có một số đặc điểm sau đây:

1. Hàm lượng các nguyên tố hợp kim khá nhỏ. Khi nung nóng các nguyên tố hợp kim này có thể hoà tan hết vào trong dung dịch đặc nên hợp kim dẻo, dễ biến dạng.

2. Do phải biến dạng nên hợp kim cần có độ dẻo cao hơn rất nhiều so với nhôm đúc nên hàm lượng các nguyên tố có hại, thí dụ sắt và silic, phải được khống chế rất chặt chẽ và càng ít càng tốt.

3. Các chi tiết sau biến dạng bao giờ cũng còn tồn tại ứng suất dư gây biến cứng và làm cho chi tiết bền hơn. Bởi vậy thường phải nhiệt luyện chi tiết trước khi sử dụng để phát huy hết khả năng của hợp kim nhôm biến dạng.

4. Khả năng chống ăn mòn của hợp kim nhôm biến dạng rất kém. Các nguyên tố như sắt và đồng thường làm giảm tính chống ăn mòn cho nên phải khống chế chặt chẽ.

5. Sau biến dạng nên tiến hành anot hoá bề mặt để nâng cao tính năng sử dụng cũng như tính thẩm mỹ cho chi tiết.

b) Hợp kim nhôm đúc. Đây là loại vật liệu kết cấu được sử dụng rộng rãi trong kỹ thuật. Ngày nay, các công trình nghiên cứu, một mặt cố gắng tìm ra những giải pháp nhằm nâng cao tính công nghệ, mặt khác là tạo ra những loại hợp kim mới có tính năng

hoàn hảo hơn, phù hợp với nhu cầu của thực tế sản xuất. Giáo trình này giới thiệu chủ yếu về hợp kim nhôm đúc.

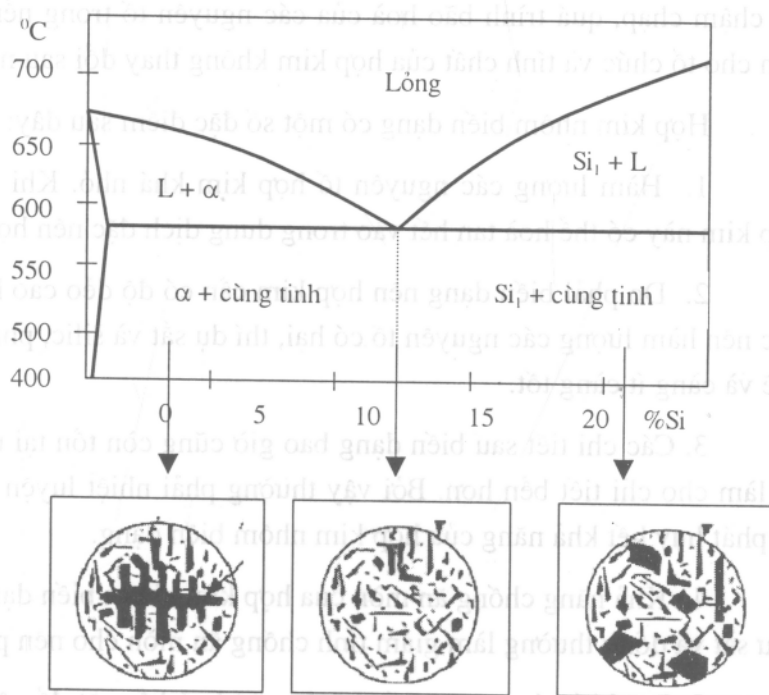
4.2. HỢP KIM NHÔM-SILIC (SILUMIN)

4.2.1. Giải đồ trạng thái và tổ chức

Các silumin được phân thành hai loại cơ bản đó là silumin đơn giản và silumin phức tạp. Silumin đơn giản thành phần chỉ gồm Al và Si. Silumin phức tạp là hợp kim Al-Si được hợp kim hoá thêm một số các nguyên tố hợp kim khác. Một số tính chất của nhôm và silic nguyên chất cho ở bảng 4.2.

Hợp kim nhôm-silic hay còn gọi là silumin là hợp kim được dùng rất phổ biến trong kỹ thuật, chiếm khoảng 50% số hợp kim nhôm đúc. Silumin thường được dùng trong công nghiệp sản xuất ô tô, đặc biệt là đúc pittông bởi vì silumin có trọng lượng riêng nhỏ, dẫn nhiệt tốt ($151 \div 163 \text{ W/m.độ}$), giãn nở nhiệt nhỏ và chống ma sát tốt, chịu được nhiệt độ cao.

Hình 4.1.
Giải đồ trạng thái Al-Si



Hình 4.1 là giải đồ trạng thái của hợp kim Al-Si. Thành phần cùng tinh ứng với hàm lượng xấp xỉ 12% Si. Trong công nghiệp sử dụng hợp kim có hàm lượng Si dao động từ 5 đến 20%, phổ biến là hợp kim cùng tinh hoặc trước cùng tinh. Những hợp kim này dễ đúc, chịu ăn mòn tốt nhưng cơ tính không cao.

Theo giản đồ, độ hoà tan cực đại của Si trong Al là 1,65% ở 577°C. Lượng Si hoà tan giảm dần theo nhiệt độ (ở 500°C là 0,8% Si, ở 400°C là 0,3% Si). Khi nhiệt độ bằng với nhiệt độ phòng thì giá trị này rất nhỏ, không đáng kể. Giữa Al và Si không tạo thành hợp chất. Trên giản đồ trạng thái, ta thấy về tổ chức, silumin có các thành phần tổ chức như sau :

- α : Dung dịch đặc, hoà tan ít silic.
- $[\alpha + \text{cùng tinh } (\alpha + \text{Si})]$: Hợp kim silumin trước cùng tinh.
- Cùng tinh $(\alpha + \text{Si})$ gồm có những hạt Si hình kim trên nền α .
- Sau cùng tinh $[\text{Si}_1 + \text{cùng tinh } (\alpha + \text{Si})]$. Các tinh thể Si_1 (đọc là silic một hoặc silic sơ cấp) được tiết ra đầu tiên ngay khi có chuyển biến từ pha lỏng sang pha rắn. Hạt silic thứ nhất thô to kết tinh ở dạng khối đa diện chỉ xuất hiện khi lượng Si trong hợp kim lớn hơn 12%. Hạt Si này rắn, giòn, làm cơ tính giảm nhiều nhưng lại làm tăng tính chống ma sát.

Cùng tinh có độ bền cao hơn pha α nhưng kém dẻo hơn, bởi vì các hạt Si hình kim nằm trong tinh thể α như là vết nứt tập trung ứng suất, gây cơ tính kém (hình 4.2). Có thể dùng biện pháp biến tính, thí dụ biến tính nhôm lỏng bằng Na hoặc muối florua natri, để làm nhỏ mịn các hạt cùng tinh. Khi đó, silic sẽ kết tinh ở dạng hạt tròn, nhỏ mịn, làm độ bền, độ dẻo của hợp kim đều tăng. Hợp kim chứa nhiều silic khi biến tính sẽ thấy rõ hiệu quả này.



Hình 4.2. Kim silic trong silumin

Bảng 4.2. Tính chất của Al và Si nguyên chất

Nguyên tố hoá học	Al	Si
Cấu trúc tinh thể	Lập phương thể tâm	Kim cương
Khối lượng riêng ở 10°C, kg/m ³	2693	2 326
Nhiệt độ nóng chảy, °C	660	1 430
Môđun đàn hồi, GPa	72	162,9
Độ giãn nở nhiệt, 10 ⁻⁶ K ⁻¹	23,5	2,92
Hệ số dẫn nhiệt, W/cm.K	2,38 (0°C)	0,8 (30°C)

Bảng 4.3. Thành phần và cơ tính của một số silumin theo tiêu chuẩn Nga

Mác	Ký hiệu silumin theo tiêu chuẩn Nga						
	Thành phần				Cơ tính		
	%Si	%Cu	%Mg	%Mn	σ_b (daN/mm ²)	σ (%)	HB
АЛ2	12	-	-	-	16	2	50
АЛ9	7	-	0,3	-	21	2	60
АЛ4	9	-	0,3	0,4	21	3	70
АЛ5	5	1	0,5	-	18	1	65
АЛ3	5	2,5	0,5	0,5	17	1	70
АЛ11	7	-	0,2	-	25	1,5	90
АЛ10	5	6	0,5	-	25	0,5	100

Hợp kim silumin sau cùng tinh, do hàm lượng Si cao nên cơ tính được cải thiện, hệ số giãn nở nhiệt thấp, tính đúc tốt. Tuy nhiên hạt silic sơ cấp trong hợp kim này có hình dáng góc cạnh, dạng khối lập phương hoặc hình thoi hoặc bản mỏng rất cứng và dễ dàng bị bẻ gãy. Do đó chúng không thể làm chất nền mềm của hợp kim, vì nó làm cho silumin có khả năng gia công cơ kém. Để khắc phục nhược điểm trên cần có các biện pháp làm nhỏ mịn hạt Si sơ cấp. Để tăng cơ tính cho hợp kim, ta dùng các biện pháp công nghệ như tăng tốc độ nguội khi kết tinh hoặc biến tính để tạo ra tổ chức với silic sơ cấp là những phần tử nhỏ mịn.

Bảng 4.4. Thành phần silumin cùng tinh, sau cùng tinh và trước cùng tinh

Mác hợp kim	%Si	%Cu	%Mg	%Ni	%Co	%Mn	%Fe
АІSi12Ni	12	1	1	1	-	0,1	< 0,6
АІSi20	21	1,5	0,5	1,5	1,2	0,7	< 0,5
АЛ10В	5	6	0,5	0,5	-	0,5	< 1,2
АЛ25	11,5	2,25	1,05	1,05	-	0,45	0,2Ti

Bảng 4.5. Thành phần silumin sau cùng tinh theo tiêu chuẩn Mỹ

	Thành phần						
	%Si	%Fe	%Cu	%Mg	%Mn	%Ti	%V
A390-1	16 - 18	0,6 - 1	4,0 - 5,0	0,5 - 0,65			
390-2	16 - 18	< 1	4,0 - 5,0				
B390-1	16 - 18	< 1,1	4,0 - 5,0	0,5 - 0,65	< 0,5		
393-1	18 - 20	< 0,18	0,4 - 0,8	0,9 - 1,2	0,2 - 0,6		
393-2	21 - 23	< 0,4	0,7 - 1,1	0,8 - 1,3	< 0,1	0,1 - 0,2	0,08 - 0,15

Bảng 4. 6. Thành phần silumin sau cùng tinh theo tiêu chuẩn Đức

	Si	Cu	Mg	Zn	Sn	Fe	Mn	Ni	Ti	Pb
AlSi	4,5 - 6	0,1	0,1	0,1	0,05	0,6	0,5	0,1	0,2	0,1
AlSi	12 - 13,5	0,1	0,1	0,1	-	0,7	0,4	-	0,15	
AlSiMg	5,0 - 6,0	0,05	0,4 - 0,8	0,1	0,05	0,5	0,4	-	0,2	0,05
AlSiMg	6,5 - 7	0,1	0,2 - 0,4	0,1	0,05	0,5	0,5	0,5	0,1 - 0,2	0,03
AlSiMgFe	9,0 - 11	0,1	0,2 - 0,5	0,1	0,05	1	0,4	0,05	0,15	0,05
AlSiCu	4,5 - 5,5	1 - 1,5	0,4 - 0,6	0,1	0,05	0,6	0,5	0,25	0,2	0,1
AlSiCuZn	5 - 7,5	3,0 - 5,0	0,1 - 0,3	2	0,1	1	0,3 - 0,6	0,3	0,15	0,3
AlSiCuNiMg	9,5 - 10,5	2 - 2,5	1,2 - 1,5	0,1	-	0,8	0,1	0,8 - 1,2	0,1	
AlSiCuMgNiCrCo	17 - 20	1,3 - 1,8	0,8 - 1,5	0,2	0,1	0,7	0,6	0,8 - 1,5	0,2	0,1

4.2.2. Ảnh hưởng của một số nguyên tố cơ bản tới tổ chức và tính chất của silumin

Silic là nguyên tố hợp kim cơ bản trong silumin. Silic làm cho hợp kim có độ chảy loãng cao và ít cong vênh, có nghĩa là tính đúc và tính rèn tốt. Hệ số giãn nở nhiệt thấp của hợp kim Al-Si làm cho nó rất thích hợp trong công nghiệp sản xuất pittông, thêm nữa, các hạt silic có độ cứng khá cao, rất phù hợp cho tính chịu mài mòn. Lượng silic lớn nhất trong hợp kim đúc vào khoảng 22 - 24% Si, nhưng nếu chế tạo bằng phương pháp luyện kim bột có thể có tới 40 - 50% silic.

Các nguyên tố kiềm hoặc stronti thường dùng làm chất biến tính để tạo các tâm mầm kết tinh cho silic. Natri và stronti làm cho các tinh thể silic được phân bố đều và mịn hơn.

Sắt là tạp chất nguy hiểm trong silumin. Trong hầu hết các hợp kim phải đảm bảo hàm lượng Fe ở mức ít nhất có thể, bởi vì Fe làm giảm rất mạnh tính đúc và tính chống ăn mòn. Khi đúc trong khuôn cát và trong khuôn vĩnh cửu, Fe được giới hạn nhỏ hơn 0,7%. Trong một số hợp kim nhôm, có thể bổ sung một lượng nhỏ Fe và phải được khống chế một cách thận trọng. Thí dụ, đúc khuôn kim loại, lượng Fe có thể lên tới 3% mà vẫn có thể chấp nhận được. Với hợp kim silumin có chứa Fe, pha liên kim có dạng sắc nhọn sẽ làm cơ tính giảm đi rất nhiều. Coban, crom, mangan, molipden và niken cũng được dùng để hạn chế ảnh hưởng xấu của sắt. Các nguyên tố trên còn có tác dụng nhằm cải thiện độ bền của hợp kim tại nhiệt độ cao. Đồng có tác dụng làm tăng độ bền và độ bền mỏi mà không làm giảm tính đúc, nhưng Cu lại ảnh hưởng xấu đến tính chống

mài mòn. Magiê làm tăng độ bền rõ rệt, đặc biệt là sau khi nhiệt luyện nhưng lại làm giảm tính đúc.

Nung silumin trong thời gian dài hay nung nóng nhiều lần đều gây ra khuynh hướng cầu hoá các hạt silic. Việc cầu hoá này xảy ra nhanh hơn trong hợp kim đã biến tính và dẫn đến việc làm thô các hạt Si thành hình dạng rất giống với khi chưa biến tính. Trong silumin hàm lượng Cu thấp, Fe luôn ở dạng cùng tinh $Al-FeSiAl_5-Si$. Nếu có nhiều hơn 0,8% Fe, tinh thể $FeSiAl_5$ được tiết ra đầu tiên.

Titan và bo thường được thêm vào hợp kim như là chất biến tính để làm nhỏ mịn hạt, mặc dù kích thước của hạt Al trong cùng tinh và trước cùng tinh không có vai trò quan trọng lắm, bởi vì các tính chất hợp kim được điều khiển chủ yếu bởi lượng silic và cấu trúc của silic. Titan và bo luôn được sử dụng với một lượng không quá nhiều so với độ hoà tan trong pha rắn để làm mịn hạt $Al-\alpha$ và không hình thành bất kỳ pha nào khác. Fe làm giảm bớt độ hoà tan của Ti và B, do đó càng ít Fe càng tốt cho việc làm nhỏ mịn hạt Al. Một lượng nhỏ 0,1 - 0,2% V được dùng để làm mịn hạt hợp chất $FeMn$. Thiếc và chì, nếu tồn tại cùng với cả Mg, sẽ tạo pha Mg_2Si . Tất cả các pha được tạo thành có khuynh hướng tập trung ở bề mặt hạt Al.

Thông số mạng của hợp kim sẽ giảm một chút do ảnh hưởng của Si trong dung dịch và ở một mức độ nào đấy lại giảm mạnh do ảnh hưởng của Cu. Ngoài ra, không một nguyên tố nào khác gây ảnh hưởng rõ rệt đến thông số mạng. Do đó, thông số mạng của hợp kim nằm giữa $a = 4,045 \cdot 10^{-10}$ đến $a = 4,05 \cdot 10^{-10}m$, phụ thuộc vào thành phần của hợp kim và phương pháp nhiệt luyện.

Mangan thường phải có lượng nhỏ trong silumin để hạn chế tác hại của Fe (khoảng 0,2 ÷ 0,8%). Nếu trong hợp kim có Mg thì lượng Mn có thể ít đi, chỉ cần dưới 0,5%. Kết quả là, đáng ra trong hợp kim có chứa pha $Al-Fe-Si$ thô, giòn sẽ hình thành pha chứa Mn: $AlFeSiMn$, nhỏ mịn, ít ảnh hưởng xấu đến độ dẻo. Tính chống ăn mòn của hợp kim silumin cũng tốt hơn khi có mangan.

Magiê. Silumin có thêm một lượng nhỏ Mg khoảng 0,3 ÷ 0,9% sẽ có khả năng nhiệt luyện vì Mg có tác dụng thúc đẩy quá trình hoà tan của Si vào nhôm. Sau nhiệt luyện, độ bền tăng khá nhiều (có thể gấp đôi) nhưng độ dẻo có giảm. Dùng nhiều Mg thì độ dẻo kém. Chẳng hạn như các silumin phức tạp $AlD9$, $AlD4$ có chứa 0,15% Mg dùng để chế tạo các chi tiết không qua biến tính và hoá già. Độ bền, độ dẻo tương đối cao, tính đúc tốt.

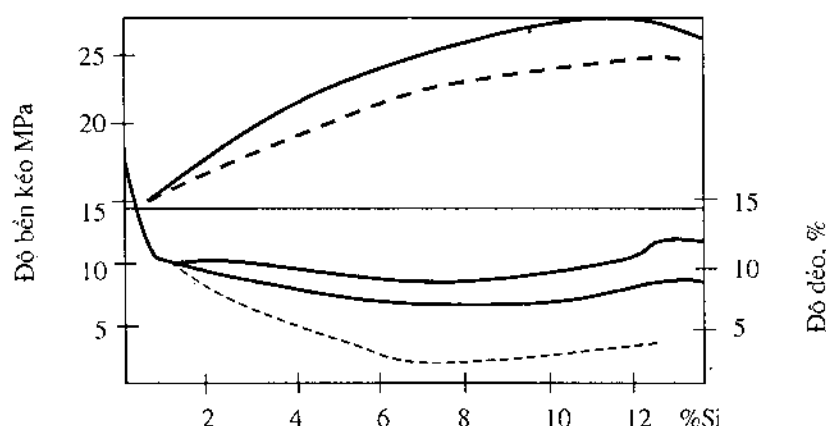
Đồng được thêm vào với lượng 3% sẽ tạo ra trong hợp kim pha mới $CuAl_2$ rắn và cùng tinh ba nguyên ($\alpha+Si+CuAl_2$) làm độ bền tăng. Nhiệt luyện còn làm cho độ bền của hợp kim dạng này tăng lên khá nhiều.

Kẽm hoà tan nhiều trong Al- α , không tạo pha mới nhưng có tác dụng làm Al- α bền, làm Si sinh ra nhỏ mịn. Đặc tính của Zn là, hợp kim đúc xong cứ để ở nhiệt độ thường cơ tính cũng tăng dần do dễ hoá già tự nhiên. Hợp kim này không nên làm việc ở nhiệt độ cao vì giảm bền. Trong thực tế thường dùng kẽm với hàm lượng 1,5 - 2,0%.

4.2.3. Tính chất chung của silumin

a) Cơ tính

Cơ tính của silumin chủ yếu phụ thuộc vào thành phần của các nguyên tố hợp kim, nhưng phụ thuộc rất mạnh vào hàm lượng Si. Hình 4.3 thể hiện ảnh hưởng của hàm lượng Si đến cơ tính của silumin, đường liền nét chỉ cơ tính ở trạng thái biến tính, đường nét đứt chỉ trạng thái chưa biến tính. Trên hình 4.3 dễ dàng nhận thấy: ở hàm lượng Si xấp xỉ 12 - 13%, độ bền và độ dẻo đạt giá trị cực đại. Nếu tiếp tục tăng %Si thì cơ tính giảm rất mạnh cả ở trạng thái biến tính (đường liền nét) và không biến tính (đường nét đứt).



Hình 4.3. Ảnh hưởng của hàm lượng Si đến cơ tính silumin

Độ bền nén của silumin sau cùng tính cao hơn độ bền kéo khoảng 10 - 15%. Độ bền cắt xấp xỉ 70% độ bền kéo. Silumin có độ dai và đập thấp do có nhạy cảm với rãnh cắt, điều này có thể thấy được trong các hợp kim chứa một lượng lớn các pha thứ hai cứng, hình kim, thường là có góc nhọn. Độ dai và đập được cải thiện bằng cách cầu hoá các tinh thể Si.

Môđun đàn hồi của silumin vào khoảng 85 - 95 GPa và thay đổi theo nhiệt độ giống như độ bền kéo. Hoá già làm giảm khả năng giảm chấn của silumin.

Độ bền rão của silumin sau cùng tinh không tốt lắm. Si tăng độ bền rão của Al nhưng ảnh hưởng không mạnh bằng các nguyên tố khác như: Cu, Fe, Mn, Ni, Co, Cr ... Magiê và kim loại đất hiếm cũng làm tăng độ bền rão.

Bảng 4.7. Tính chất của một số mác silumin được hợp kim hoá bằng Cu, Ni và Mg

	AlSi12CuMgNi	AlSi18CuMgNi	AlSi12Cu4Ni2Mg
Tỷ trọng, kg/m^3 Tỷ trọng, kg/m^3	2700	2680	2800
Hệ số giãn nở dài, $1/\text{K}$ từ 20 - 200°C	20,5	18,5	20,5
Hệ số dẫn nhiệt, W/cm.K	1,43 - 1,55	1,34 - 1,47	1,30 - 1,40
R_M , MPa	200 - 250	180 - 230	210 - 290
A_5 , %	0,3 - 1,5	0,2 - 1,0	0,1 - 0,5
HB	90 - 125	90 - 125	100 - 150
Độ bền uốn, σ_M /MPa	80 - 120	80 - 110	90 - 120

Bảng 4.8. Tính chất của một vài silumin (thành phần cho ở bảng 4.7)

Tính chất	AlSi12	AlSi20	Al10B
Độ bền kéo, N/mm^2	18 - 21	15 - 17	18 - 25
Độ giãn dài, %	6	5	1
Độ cứng, HB	100 - 110	110	105 - 120
Khối lượng riêng, kg/m^3	2700	2650	2890
Khoảng đông, °C	570 - 590	570 - 700	488 - 640
Hệ số giãn nở nhiệt, W/m.độ	$21,0 \cdot 10^{-6}$	$18,0 \cdot 10^{-6}$	$22,3 \cdot 10^{-6}$

Độ bền mỏi của silumin sau cùng tinh tương đối thấp, đặc biệt nếu Si không được biến tính hoặc được cầu hoá bằng nhiệt luyện. Co và Mn có thể cải thiện độ bền mỏi. Áp lực trong khi đông đặc làm tăng độ bền mỏi và độ chịu mài mòn. Khuyết tật bề mặt và tải trọng phức tạp cũng làm giảm độ bền mỏi, đặc biệt ở nhiệt độ cao. Độ bền mỏi giảm dần cùng với nhiệt độ trong hợp kim nhôm thường nhưng không giảm trước khi nhiệt độ đạt 500K đối với hợp kim Al-Cu-Si. Sự khác nhau rõ rệt về hệ số giãn nở giữa nền Al và hạt Si làm cho silumin có nhiệt trở không đồng đều. Tính chất của một số mác silumin cùng tinh và sau cùng tinh được thể hiện ở bảng 4.8.

b) Khả năng nhiệt luyện

Đối với hợp kim Al-Si, tác dụng của nhiệt luyện không lớn lắm do bản thân Al và Si không tạo thành những hợp chất có tác dụng tăng bền. Vai trò này thường phải nhờ

đến các chất khác, thí dụ magiê. Khi có hợp kim hoá bằng Mg, Mg cùng Si sẽ tạo thành hợp chất Mg_2Si là pha tăng bền. Khi nhiệt luyện, Mg và Si sẽ tan vào trong dung dịch đặc và gây ra hiệu ứng hoá bền nhiệt luyện. Hợp kim Al-Si cùng tinh hoặc gần cùng tinh có độ giãn nở thấp, ít khi nhiệt luyện do độ bền tăng không nhiều. Có thể khắc phục nhược điểm trên bằng cách sử dụng phương pháp ủ khử ứng suất và ủ ổn định thành phần.

Các nghiên cứu gần đây đã chỉ ra rằng, các tính chất công nghệ của hợp kim Al-Si cũng có thể được nâng cao khi thêm vào một lượng các nguyên tố hợp kim khác, thí dụ Mg, Cu, Zn và áp dụng các phương pháp nhiệt luyện thích hợp. Silumin có thêm một lượng nhỏ Mg khoảng $0,3 \div 0,9\%$ sẽ có khả năng nhiệt luyện vì Mg có tác dụng thúc đẩy quá trình hoà tan của Si hoà tan vào nhôm. Sau nhiệt luyện, độ bền tăng khá nhiều (có thể gấp đôi) nhưng độ dẻo có giảm. Dùng nhiều Mg thì độ dẻo của silumin giảm đi nhiều. Chẳng hạn như các silumin phức tạp A1D9, A1D4 có chứa 0,15% Mg dùng để chế tạo các chi tiết không qua biến tính và hoá già. Độ bền, độ dẻo của chúng tương đối cao, tính đúc tốt. Để nâng cao cơ tính tổng hợp của silumin thường dùng hợp kim có cả Cu lẫn Mg. Các hợp kim như A1D5, A1D10, A1D14, ngoài Si, Mg còn có thêm Cu, nên hợp kim có độ bền nóng cũng như các tính chất khác tốt hơn.

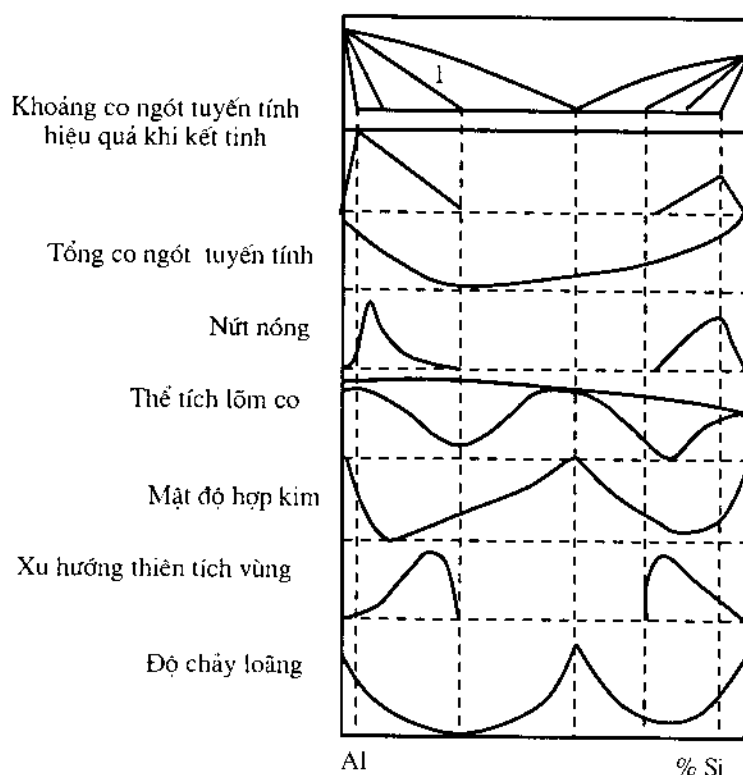
c) Tính đúc

Silumin có khoảng đông nhỏ, độ chảy loãng tốt nên dễ đúc. Độ chảy loãng của silumin tăng nhanh khi tăng nhiệt độ và đạt giá trị cực đại ở thành phần cùng tinh. Silumin có độ co dãn lớn nên cũng rất dễ bị nứt nóng, bởi vậy nên rất cần phải chú ý khi thiết kế công nghệ, thí dụ vấn đề cân co, nhiệt độ quá nhiệt, tốc độ nguội, kết cấu khuôn... Thông thường nên dùng phương pháp đúc trong khuôn kim loại để thu được vật đúc có tổ chức hạt nhỏ mịn và dễ tạo hướng đông thuận lợi. Để đảm bảo vật đúc không bị lẫn khí, xỉ, hệ thống rót phải dùng kiểu đặc biệt, thí dụ, rót xiphông, khe hẹp thẳng đứng, ống rót kiểu rỗng rỗng, kiểu bình tích... Đặc điểm của đúc nhôm là rất dễ tạo màng oxit nhôm Al_2O_3 trên bề mặt nhôm lỏng nên đôi khi phải sử dụng hệ thống rót có nút chặn hoặc màng lọc xỉ để ngăn cản sự hoà tan của oxit nhôm vào trong vật đúc.

Hình 4.4 thể hiện một số tính đúc của silumin. Dễ dàng thấy rằng, độ chảy loãng và khả năng điền đầy phụ thuộc vào % của Si. Silumin có tính đúc rất tốt. Silumin trước và sau cùng tinh rất dễ bị nứt nóng và thiên tích khi đúc, nhất là silumin có độ cùng tinh rất thấp hoặc rất cao.

Hợp kim chứa 12,5% Si là dễ đúc nhất. Khi thành phần silic tăng tới 12,5% thì tính đúc tăng, độ kín khít cao, ít bị nứt, tuy nhiên cơ tính của hợp kim lại giảm. Vì vậy,

phải dùng các biện pháp làm nhỏ hạt để tăng cơ tính cho hợp kim. Silumin dù có khoảng đông nhỏ, dễ đúc nhưng khi đúc cần chú ý chống rỗ ngót tập trung. Rõ ràng, silumin thành phần cùng tinh có các tính chất đúc hợp lý nhất. Trong thực tế, không phải lúc nào cũng sử dụng silumin cùng tinh, bởi vậy việc nghiên cứu các tính chất của silumin nói chung là rất cấp thiết.



Hình 4.4. Tính đúc của silumin phụ thuộc vào hàm lượng của Si
đường 1 là giới hạn bắt đầu co tuyến tính

Tăng hàm lượng Si dẫn đến tăng độ bền kèm theo giảm tính đúc, nhưng ảnh hưởng này ít được chú ý đến. Biến tính bằng Na làm cho silumin tăng độ bền, nhưng tăng về tính đúc vẫn là chủ yếu, đặc biệt là đúc trong khuôn cát. Khi tốc độ nguội cao, thông thường với đúc trong khuôn kim loại, các hạt Si dễ dàng được làm mịn mà không cần biến tính và bởi vậy không cần biến tính nhiều mà cơ tính vẫn được cải thiện.

d) Tính chịu ăn mòn

Hợp kim silumin không chứa Cu có tính chống ăn mòn tốt trong hầu hết các phản ứng hoá học. Chỉ trong dung dịch kiềm mới có phản ứng của kiềm với Si cũng như với Al nguyên chất. Cu cũng như Fe làm giảm đáng kể tính chống ăn mòn. Hợp kim hoá

silumin bằng Mn và Cr sẽ làm tăng khả năng chịu ăn mòn. Kẽm với hàm lượng từ 2 - 3% không ảnh hưởng đáng kể đến tính chống ăn mòn. Thiếc và canxi cũng gây ảnh hưởng có hại đối với tính chống ăn mòn. Trạng thái rỗ xốp làm giảm tính chống ăn mòn. Trong giòng nước đang chảy, silumin bị ăn mòn nhanh hơn trong nước không chuyển động, tuy nhiên cơ chế ăn mòn là như nhau.

e) Tính chịu mài mòn

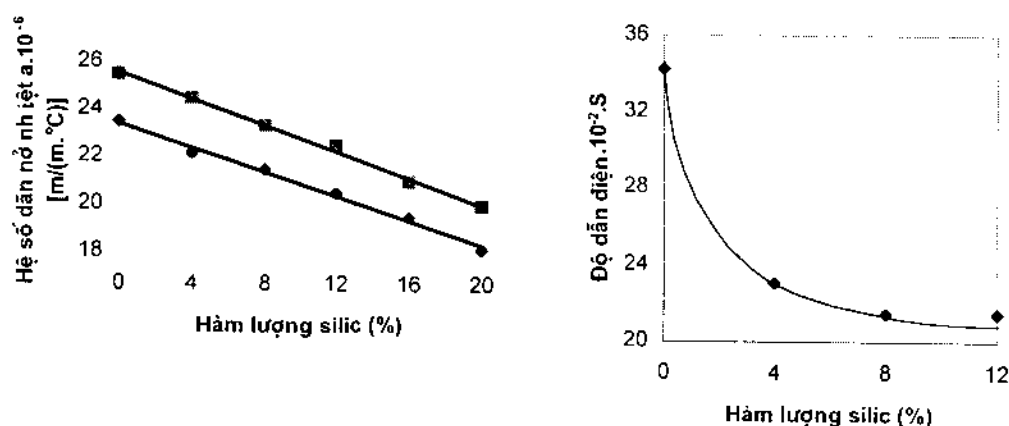
Tính chịu mài mòn của silumin rất tốt, đặc biệt đối với hợp kim sau cùng tinh vì tổ chức nền của silumin phù hợp với đặc tính của vật liệu chịu mài mòn: hạt cứng nhỏ mịn phân bố đều trên nền mềm. Trong hợp kim này, những hạt Si thô cứng sẽ được làm nhỏ mịn và phân bố rất đều dưới ảnh hưởng của nguyên tử photpho hoặc bằng cách chế tạo hợp kim bột, hoặc bằng cách hợp kim hoá bằng nguyên tố bitmut. Tính chịu mài mòn của hợp kim có hàm lượng Si lớn (20 - 25% Si) cao hơn 10 lần so với thép không hợp kim và có thể so sánh với bề mặt của thép biến cứng (thép tôi). Tuy nhiên, chỉ có thể dùng hợp kim Al-Si làm ổ trục khi có hợp kim hoá một lượng thiếc đáng kể.

f) Khả năng gia công cắt gọt

Khả năng gia công cắt gọt của silumin rất kém, bởi vì những hạt Si thô cứng nằm trên nền mềm có khuynh hướng bào mòn dụng cụ rất nhanh. Trong hợp kim sau cùng tinh, việc thêm photpho vào đã làm cho các tinh thể Si được phân bố đồng đều hơn, qua đó cải thiện được khả năng gia công cắt gọt. Trong hợp kim trước cùng tinh, photpho có khuynh hướng làm giảm khả năng này, khi đó cần biến tính bằng Na để nâng cao cơ tính và tăng khả năng gia công cắt gọt. Trong cùng một hàm lượng Si, hợp kim chứa Cu khả năng gia công cắt gọt giảm mạnh hơn, đặc biệt là sau nhiệt luyện. Nhưng trong hợp kim Al-Cu-Si chứa ít Si có khả năng gia công trung bình, thậm chí còn lớn hơn so với hợp kim chứa nhiều Si hay hơn hợp kim Al-Cu. Các nguyên tố Fe, Mn, Ni, Zn, Ti... không làm giảm khả năng gia công cắt gọt.

g) Tính chất lý học

Lượng silic trong hợp kim càng lớn thì độ dẫn nhiệt càng tăng và giãn nở nhiệt của hợp kim càng giảm. Nói chung hệ số dẫn nhiệt và độ dẫn nhiệt của silumin đều giảm khi tăng hàm lượng silic (hình 4.5). Silic làm giảm đáng kể sự dẫn nhiệt và giảm nhiều khi thêm các nguyên tố khác ngoại trừ Mg. Thêm Mg có khuynh hướng tăng sự giãn nở nhiệt đôi chút. Hệ số giãn nở của hợp kim tại nhiệt độ dưới không độ thấp hơn 10 - 20% so với hệ số giãn nở nhiệt của Al sạch. Ti và Zr là những nguyên tố làm giảm đáng kể hệ số dẫn nhiệt của hợp kim. Nếu hợp kim được chế tạo bằng phương pháp luyện kim bột, chứa khoảng 50% Si, thậm chí có hệ số giãn nở vô cùng thấp.



Hình 4.5. Ảnh hưởng của silic đến độ dẫn nhiệt và dẫn điện của silumin

Độ dẫn nhiệt dao động trong khoảng $1,2 - 1,6 \cdot 10^{-2}$ W/m.K, giá trị nhỏ hơn ứng với hợp kim đúc trong khuôn kim loại hoặc hợp kim được nhiệt luyện nhằm giữ lại Si, Cu hoặc Mg trong dung dịch kim loại lỏng.

Bảng 4.9. Tính chất nhiệt lý của hợp kim nhôm silic

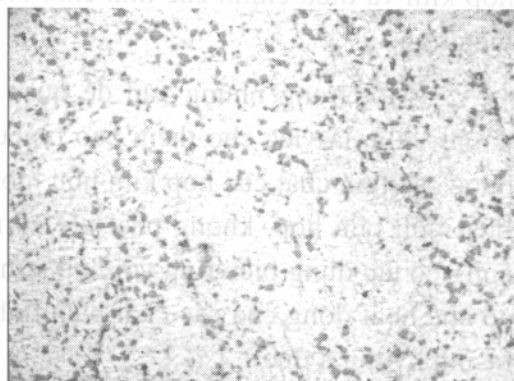
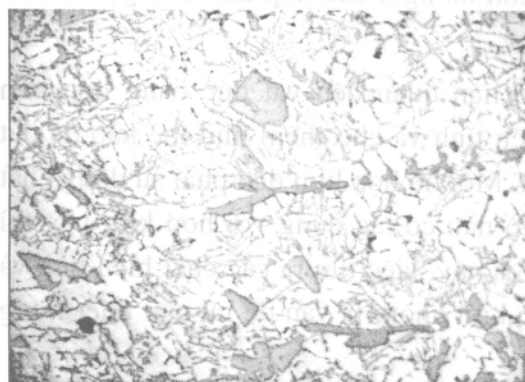
TT	Hợp kim	ρ (kg/m ³)	$\alpha \cdot 10^6$ l/mm.K	λ W/mK	Độ dẫn điện ϵ	Nhiệt dung C (J/kg.K)
1	AlSi12	2650	21,1	176	40	-
2	AlSi5Cu2Mg	2700	22,0	151	31	-
3	AlSi9Mg	2650	21,7	159	37	963
4	AlSi5Cu1Mg	2680	23,1	151	36	963
5	AlSi7Mg	2660	23,0	151	36	963
6	AlSi7Ni10Mg	2940	-	-	-	879
7	AlSi7Cu2Mg	2600	20,0	126	-	-
8	AlSi7MgBeTi	2630	20,7	155	-	-
9	AlSi12Cu2MgNi	2720	19,0	-	-	-
10	AlSi21Cu2MgNi	2680	19,0	-	-	-

Độ dẫn điện của hợp kim phụ thuộc chủ yếu vào lượng Si trong dung dịch. Cu và Mg cũng có ảnh hưởng đến độ dẫn điện. Độ dẫn điện của silumin cùng tinh khoảng $(22 - 25) \cdot 10^{-2} \text{ S}$ (đọc là siemen, $S = 1/\Omega$). Ở trạng thái lỏng, suất điện trở của hợp kim gấp 10 đến 15 lần suất điện trở ở nhiệt độ phòng. Mn, Cr, Ti, Zr cũng làm giảm độ dẫn điện của silumin.

4.2.4. Biến tính silumin

Trong quá trình đông đặc của hợp kim nhôm trước cùng tinh ($\text{Si} < 12\%$), pha đầu tiên được tiết ra là Al khi nhiệt độ bắt đầu đạt nhiệt độ đường lỏng (hình 4.1). Khi nhiệt độ tiếp tục giảm xuống dưới đường lỏng, các nhánh cây Al lớn lên và càng nhiều nhánh cây tiếp tục hình thành cho đến khi đạt nhiệt độ cùng tinh. Có thể thấy các nhánh cây đã hình thành là những hạt nhôm trong tổ chức cuối cùng của hợp kim. Tại nhiệt độ cùng tinh, tất cả chất lỏng còn lại sẽ đông đặc giống hệt như cùng tinh Al-Si trong hợp kim hai pha đơn giản. Tuy nhiên các pha liên kim khác, thí dụ CuAl_2 , Mg_2Si sẽ hình thành ở nhiệt độ thấp hơn, phụ thuộc vào thành phần thực tế của hợp kim.

Trong hợp kim Al-Si đơn giản, nhiệt độ cùng tinh và thành phần cùng tinh là không đổi. Cho nên khi làm nguội hợp kim đến nhiệt độ này, Al và Si phải đồng thời kết tinh để duy trì thành phần của hợp kim là không đổi và nhiệt độ cũng duy trì không đổi cho đến khi kết thúc kết tinh. Quá trình đông đặc đồng thời như vậy sẽ hình thành cấu trúc cùng tinh (lamellar - cấu trúc phiến mỏng). Cấu trúc này bao gồm những tấm nhôm và silic xếp song song.



Hình 4.6. Silumin sau cùng tinh, trước và sau khi biến tính bằng AlCuP

Hợp kim đã biến tính có độ quá nguội cùng tinh lớn hơn và nhiệt độ cùng tinh thấp hơn so với hợp kim không biến tính, vì các chất biến tính ngăn cản sự phát triển của hạt silic và như vậy đòi hỏi phải có lực chuyển dịch mạnh hơn để tiếp tục phát triển.

Cùng với sự đông đặc là sự thay đổi khối lượng riêng của hợp kim từ pha lỏng (2300 kg/m^3) sang pha đặc (2700 kg/m^3). Nếu sự co ngót này không khống chế được thì có thể hình thành các lỗ trống trong pha rắn như rỗ tế vi, xốp. Cấu trúc của hợp kim như vậy sẽ bao gồm hỗn hợp các nhánh cây bị bao bọc xung quanh bởi cùng tinh Al-Si có vỏ liên kim (pocket of intermetallics) tách biệt và các lỗ xốp co.

Hợp kim sau cùng tinh (Si > 12%) có cơ chế đông đặc hoàn toàn khác. Pha kết tinh đầu tiên khi làm nguội là silic sơ cấp giòn và có hình dáng thô, bao bọc xung quanh là cùng tinh Al-Si. Trong hợp kim này, việc tạo mầm silic có tầm quan trọng đặc biệt đối với việc điều chỉnh cấu trúc và tính chất của vật đúc. Mặc dù biến tính là có lợi nhưng các nguyên tố thường dùng để biến tính làm mịn hạt như Na, Sr lại không thích hợp với hợp kim này. Photpho và antimon là những nguyên tố thích hợp nhất để biến tính nhỏ hạt silic sơ cấp.

Tóm lại, phụ thuộc vào hàm lượng Si và điều kiện nguội khi kết tinh, tổ chức của vật đúc về cơ bản bao gồm các hạt nhôm, các tinh thể silic, các hạt cùng tinh Al-Si và các pha liên kim hình thành từ những nguyên tố hợp kim hoá, thí dụ Mg_2Si , CuAl_2 . Hình dáng, kích thước các tinh thể silic hình thành khi đông đặc sẽ có ảnh hưởng đáng kể đến tính chất điện chảy và tính chất cơ học của vật đúc. Bởi vậy, việc điều chỉnh kích thước và hình dáng các tinh thể Si là nhằm đạt được các tính chất công nghệ của vật đúc theo mong muốn. Các nguyên tố dùng để điều chỉnh hình thái học hạt tinh thể Si, tổ chức của hợp kim và điều chỉnh các tính chất điện chảy, tính bổ ngót của hợp kim đúc gọi là chất biến tính.

Một trong những vấn đề quan trọng có liên quan đến vật đúc bằng hợp kim nhôm-silic là việc cho thêm bao nhiêu chất biến tính và cho thêm như thế nào để đạt được các tính chất của hợp kim như mong muốn. Mỗi họ hợp kim đều phải sử dụng chất biến tính phù hợp, không phải bất cứ nguyên tố nào có tác dụng với hợp kim này thì cũng có tác dụng biến tính với hợp kim khác. Bởi vậy, việc tìm ra các chất biến tính và cơ chế hoạt động của các chất biến tính với hợp kim nhôm là vấn đề rất cần thiết trong ngành kỹ thuật đúc.

a) Phân loại chất biến tính hợp kim nhôm

Trong thực tế, quá trình kết tinh của kim loại bao gồm hai giai đoạn: tạo mầm và phát triển mầm. Tốc độ tạo mầm và tốc độ lớn lên của mầm là hai thông số quan trọng

có tính quyết định đến tổ chức và tính chất của hợp kim. Biến tính chính là nhằm làm thay đổi bằng được hai thông số trên. Có hai loại chất biến tính chủ yếu:

- Chất biến tính hấp phụ: các chất biến tính sẽ tạo ra một lớp màng bao bọc các hạt tinh thể đã hình thành, ngăn cản không cho các tinh thể này lớn lên. (nguyên lý giảm tốc độ phát triển mầm);
- Chất biến tính tạo mầm kết tinh ngoại lai (nguyên lý tăng tốc độ tạo mầm).

Theo nguyên lý tác dụng, có thể chia các chất biến tính thành bốn nhóm:

a) Các nguyên tố như B, Ti, Zr, C, Sr thường dùng để biến tính các hợp kim dung dịch rắn. Khi kết tinh, các nguyên tố này cùng với nền nhôm tạo những pha liên kim cực nhỏ có thông số mạng gần với thông số mạng của nhôm nền, thí dụ như AlB_2 , Al_3Ti , Al_3Zr làm tâm mầm kết tinh. Các chất biến tính dạng này thường dùng ở dạng muối hoặc hợp kim trung gian.

b) Photpho và hợp chất của photpho. Đây là chất biến tính có hiệu quả nhất đối hạt tinh thể silic sơ cấp của hợp kim sau cùng tinh. Photpho sẽ tạo ra những phân tử photphit cực nhỏ và có mạng tinh thể gần giống với ô mạng của silic, thuận lợi cho quá trình kết tinh của silic sơ cấp. Ngoài ra, photpho còn tạo thành hợp chất Cu_3P có tác dụng biến tính nhỏ mịn hạt nền hợp kim.

c) Natri và các muối chứa natri. Đây là chất biến tính trên cơ sở hấp phụ. Natri có tác dụng biến tính mịn hạt cho hợp kim cùng tinh và trước cùng tinh. Một mặt, natri hấp phụ lên bề mặt các tinh thể đang kết tinh, hạn chế sự lớn lên của chúng, đồng thời còn tạo ra một thành phần cùng tinh phức tạp $\alpha + Si + AlSiNa$, tạo điều kiện thuận lợi cho quá trình kết tinh và làm nhỏ hạt cùng tinh. Ngày nay, với hợp kim cùng tinh và trước cùng tinh người ta còn dùng cacbon làm nguyên tố biến tính.

d) Các nguyên tố chuyển tiếp như Be, Mn, Cr, Ce có tác dụng làm thay đổi thành phần, cấu trúc và kích thước hạt của các pha chứa Fe, chuyển các pha này từ dạng tấm thô hoặc kiểu chữ Trung Quốc thành dạng cầu hoặc dạng đa diện mịn hơn. Các chất biến tính này không những làm tăng độ bền mà còn làm tăng tính chịu mài mòn dưới ứng suất nhờ tạo ra các pha phức tạp trên biên giới hạt. Các nguyên tố này thường được dùng dưới dạng hợp kim trung gian.

b) Cơ chế tác dụng của chất biến tính

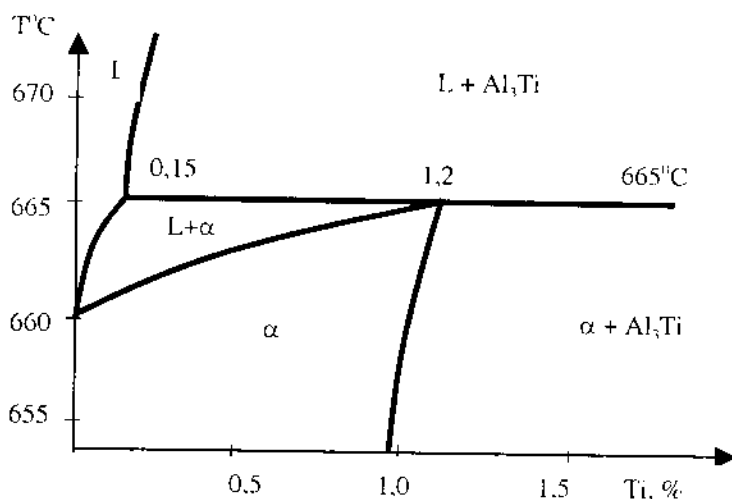
a) Lý thuyết tạo mầm nhờ phản ứng bao tinh

Lý thuyết này giả thiết rằng, quá trình tinh luyện nhỏ mịn hạt xảy ra chính là do phản ứng bao tinh giữa các nguyên tố chuyển tiếp như Ti, Zr, Cr, Mo và W với nhôm

nền. Thí dụ, trong chất lỏng có chứa Ti, phản ứng xảy ra được minh hoạ như sau:



Phản ứng bao tinh xảy ra ở nhiệt độ khoảng 665°C với hàm lượng Ti khoảng 0,15% như trình bày trên giản đồ hình 4.7.



Hình 4.7. Điểm bao tinh của hợp kim Al-Ti

Quá trình hình thành nhánh cây α -Al trong dung dịch lỏng biến tính chứa Al_3Ti xảy ra theo trình tự như sau:

1. Trước hết các hạt Al_3Ti hoà tan một phần, giải phóng ra nguyên tố Ti rồi tan vào dung dịch.
2. Tiếp theo, sau khi nồng độ Ti xung quanh hạt Al_3Ti đã đạt tới giá trị tối hạn để cho phản ứng bao tinh bắt đầu xảy ra, các mầm α -Al (cùng Ti trong dung dịch đặc) được tạo thành trên hạt Al_3Ti đang hoà tan đó.
3. Một lớp nhôm mỏng sau đó được hình thành và bao bọc hoàn toàn bề mặt của hạt Al_3Ti .
4. Tiếp theo các nguyên tử Ti khuếch tán qua lớp vỏ nhôm vừa được hình thành để tiếp tục hoàn thiện lớp vỏ đông đặc α -Al, quá trình này được coi như là kết quả của chuyển biến bao tinh.
5. Sau đó hình thành các hạt có kích thước thích hợp và các nhánh cây sẽ phát triển khi nhiệt độ giảm xuống T_c , nhiệt độ ổn định cho quá trình phát triển nhánh cây.

Khi có mặt các nguyên tố hợp kim, khả năng hoà tan của Ti trong nhôm có thể giảm rất mạnh. Đối với nguyên tố bo cũng tương tự. Bo là nguyên tố thúc đẩy phản ứng bao tinh ngay cả khi nồng độ Ti nhỏ hơn giá trị ngưỡng 0,15% rất nhiều.

Khi cho hợp kim trung gian Al-Ti-B vào nhôm sao cho hàm lượng titan nhỏ hơn 0,15%, tức là ở trạng thái trước cùng tinh thì quan sát thấy các hạt borit hoặc cụm các hạt borit xuất hiện ở tâm các hạt nhôm có các nhánh cây giàu titan bao quanh. Điều này chứng tỏ các hạt borit là tác nhân tạo tâm mầm kết tinh cho α -Al. Nhưng borit được coi là tác nhân tạo tâm mầm kết tinh không mạnh như TiAl_3 . Có lý thuyết cho rằng, TiB_2 bị đẩy ra biên giới hạt và sẽ không có tác dụng biến tính nếu không có titan hoà tan trong nhôm lỏng. Điều này chỉ ra rằng, sự sai khác về thông số mạng giữa borit và α -Al là khá lớn và cũng khẳng định là, borit là tác nhân tạo mầm yếu. Nhiều thí nghiệm còn chứng minh được rằng, kết tinh của borit cần một độ quá nguội nhất định nhưng TiAl_3 lại không cần độ quá nguội. So với các borit thì TiAl_3 được coi là một chất làm nhỏ mịn hạt mạnh. Khi có TiAl_3 với nồng độ sau bao tinh, đã thấy sự giảm mạnh kích thước hạt và cũng thấy TiAl_3 nằm ở tâm hạt với mối liên hệ định hướng đa chiều với nền nhôm. Từ những quan sát này, có thể kết luận rằng TiAl_3 là chất làm nhỏ mịn hạt tốt hơn TiB_2 .

b) Lý thuyết siêu mầm (Hypernucleation theory)

Lý thuyết này cho rằng, việc tạo tâm mầm của nhôm bắt đầu nhờ các hạt TiB_2 và/hoặc các hạt TiC sau khi cho thêm hợp kim trung gian Al-Ti-B dù rằng chỉ với một lượng rất nhỏ Ti và B, cũng đủ làm nhỏ mịn hạt hợp kim nhôm. Cacbit titan TiC được hình thành do titan có trong hợp kim trung gian và cacbon dưới dạng vật lẫn luôn có sẵn trong pha lỏng hoặc cacbon có ngay trong hợp kim trung gian Ti-B-C. Ngay sau khi cho thêm hợp kim trung gian vào nhôm lỏng, các hạt Al_3Ti bắt đầu hoà tan rất nhanh, do đó sẽ tạo điều kiện thuận lợi và phù hợp cho α -Al lớn lên trên những hạt TiB_2/TiC . Bản chất của quá trình là ở chỗ, khi cho chất biến tính vào nhôm lỏng, chất hoà tan lỏng (thông thường là titan) sẽ bao vây chặt các hạt biến tính cũng đã chảy lỏng và ở điều kiện thích hợp, các hạt giả tinh thể (pseudocrystal) có thể được hình thành ở nhiệt độ cao hơn nhiệt độ đường lỏng và ngay lập tức nhiệt độ hạ xuống thấp hơn nhiệt độ đường lỏng, các tinh thể này sẽ tạo điều kiện cho pha α -Al tiếp tục phát triển mà không cần có độ quá nguội. Kích thước nguyên tử của pha tiết ra so với nhôm nền là nhân tố quan trọng nhất. Quá trình tiết pha có cạnh tranh trong dung dịch có kích thước khác nhau có thể làm triệt tiêu quá trình siêu mầm tiếp theo.

Hạn chế chủ yếu của thuyết siêu tạo mầm là chưa có bằng chứng thực nghiệm chứng minh do thuyết này khó kiểm chứng bằng thực nghiệm. Xem qua, thuyết này

cũng có một giá trị nào đó và có thể giải thích phần lớn các hiện tượng xảy ra trong quá trình làm nhỏ mịn hạt, song ở đây cũng còn tồn tại một số vấn đề nhiệt động học. Mặc dù các nguyên tố biến tính thường tích tụ ở mặt phân cách, song điều này không giải thích được sự thay đổi đáng kể trong phương cách tạo mầm mà thuyết này dự đoán. Người ta cho rằng, tồn tại một gradient hoạt tính khi các phân tử TiB_2 được cho vào kim loại lỏng, song điều này không có cơ sở vững chắc về mặt nhiệt động học, bởi lẽ ở trạng thái cân bằng, thế năng hoá học và gradient hoạt tính phải ổn định, không đổi.

c) Lý thuyết tạo mầm kép

Khi biến tính nhôm bằng hợp kim trung gian có thành phần Ti lớn hơn thành phần bao tinh (hyperperitectic), lớp $TiAl_3$ sẽ hình thành trên bề mặt các hạt TiB_2 và các tinh thể $\alpha-Al$ hình thành trùm lên trên lớp $TiAl_3$. Các thí nghiệm đưa các phân tử TiB_2 tổng hợp có đường kính 5 μm vào nhôm lỏng với các nồng độ titan hoà tan khác nhau, kết quả đã chỉ ra rằng, khi không có dư titan thì không quan sát được sự làm nhỏ hạt tinh thể, vì vậy người ta cho rằng TiB_2 là chất tạo mầm ít hiệu quả. Quan điểm này lại được củng cố khi thấy các phân tử TiB_2 xuất hiện ở các biên hạt. Tuy nhiên, khi cho dư titan thì quan sát thấy sự làm nhỏ mịn hạt đáng kể và các borit được tìm thấy ở các tâm của hạt tinh thể. Với nồng độ titan sau bao tinh, một lớp $TiAl_3$ được hình thành trên bề mặt của các phân tử TiB_2 , bao quanh nó là một lớp $\alpha-Al$. Tuy nhiên, ngay cả ở thành phần trước bao tinh, có vẻ như đã tồn tại một lớp nằm giữa TiB_2 và $\alpha-Al$ và được cho là $TiAl_3$. Bằng chứng của quan điểm này chỉ xảy ra ở nồng độ titan trước bao tinh dựa trên sự ngoại suy những quan sát ở nồng độ sau bao tinh và sự quan sát lớp màng hình thành trên TiB_2 .

Quan điểm này còn được củng cố bằng thí nghiệm cho chất làm nhỏ hạt tinh thể Al-Ti-B vào kim loại giàu nhôm có thành phần $Al85Ni5Y8Co2$ và cũng thấy rằng các borit được bao bọc bởi một lớp $TiAl_3$ và đến lượt mình, $TiAl_3$ lại được bao bọc bởi $\alpha-Al$. Họ thấy rằng sau khi ủ, lớp $TiAl_3$ đôi khi vẫn giữ nguyên kích thước nhưng đôi khi lại phát triển, trong khi các tinh thể $\alpha-Al$ phát triển rõ rệt trong mọi trường hợp. Mối quan hệ định hướng giữa các pha cũng được làm rõ và giới thiệu ở bảng 4.10.

Schumacher và Greer cho rằng lớp $TiAl_3$ có thể hình thành do hiệu ứng hấp phụ tại bề mặt phân cách borit-aluminit. Tuy nhiên, điều này không giải thích sự phát triển của lớp này. Để giải thích tính ổn định của $TiAl_3$, họ cho rằng các tạp chất thuộc họ tantan gây ra sự thay đổi về nồng độ bao tinh, như chúng vẫn thường tạo ra bao tinh với nhôm, làm cho $TiAl_3$ trở nên ổn định. Họ tantan có thể cho thêm với nguyên tố ytri. Có thể đưa ra một cách giải thích khác là $TiAl_3$ được tạo ra như là một phần của phản ứng

giả ổn định khi nguội nhanh khi nhiệt luyện vì TiAl_3 ổn định về phía nồng độ titan rất thấp ở khoảng dưới 500°C .

Bảng 4.10. Mối quan hệ định hướng giữa TiB_2 và TiAl_3 với $\alpha\text{-Al}$

STT	TiB_2	TiAl_3	$\alpha\text{-Al}$
1	$(1120)\{0001\}$	$(110)\{112\}$	$(110)\{111\}$
2	$(1120)\{0001\}$	$(210)\{112\}$	$(110)\{111\}$

Mohanty và cộng sự cho rằng: sự hình thành TiAl_3 xảy ra là do tồn tại một gradient nồng độ titan về phía các phần tử borit, được hình thành bởi gradient hoạt độ về phía các borit. Do sự cân bằng cục bộ ở gần borit, TiAl_3 sẽ ổn định và tạo mầm $\alpha\text{-Al}$, tương tự như các hợp kim Al-Ti sau bao tinh. Jones đã được trích dẫn để khẳng định gradient thiên tích titan nhưng không có bằng chứng về sự tồn tại của gradient titan. Từ sau năm 1977, Naess và Berg cố gắng chứng minh rằng có nồng độ titan cao quanh các borit trong kim loại lỏng nhưng bằng chứng của họ không thể hiện được điều gì hơn những điều đã viết về chất tan trong quá trình đông đặc của hợp kim Al-Ti.

Để kiểm chứng bằng thực nghiệm giả thuyết cho rằng titan thiên tích về phía các borit, Mohanty và cộng sự đã cho các borit lắng xuống đáy của kim loại lỏng rồi đo nồng độ titan trong $\alpha\text{-Al}$ ở cả phần trên của vật đúc - nơi hầu như vắng mặt borit và ở đáy của vật đúc - nơi có nồng độ borit cao. Người ta thấy nồng độ titan cao ở đáy vật đúc, điều này có nghĩa là titan thiên tích về phía borit. Sigworth, trong một bài báo đã bác lại giả thuyết này. Ông khẳng định rằng gradient hoạt độ sẽ chống lại các quy luật nhiệt động học. Ông đã xác nhận rằng titan có thể thiên tích về bề mặt phân cách nhưng TiAl_3 sẽ không trở nên ổn định nhờ có một lớp đơn titan tại bề mặt phân cách borit-nhôm.

Một vấn đề cơ bản khác đối với thuyết tạo mầm kép là Johnsson và cộng sự đã đo nhiệt độ tạo mầm và nhiệt độ phát triển qua giản đồ pha Al-Ti khi cho thêm Al-5Ti-B và thấy rằng: tại nồng độ trước bao tinh, nhiệt độ tạo mầm tuân theo đường lỏng của hệ Al-Ti.

Các thuyết của Mohanty không thể giải thích điều này vì nguyên lý cân bằng cục bộ (tức là hợp kim lỏng liền kề các phần tử TiAl_3 cần phải có 0,15% Ti) phát biểu rằng, nhiệt độ tạo mầm phải phù hợp với nhiệt độ tạo mầm tại nồng độ bao tinh. Với một hợp kim có 0,05% Ti, điều này có nghĩa là nhiệt độ tạo mầm cao hơn nhiệt độ đường lỏng khoảng 3°C .

Mohanty và Gruleski đã cố gắng ứng dụng thuyết của họ đối với hợp kim đúc khi cho rằng TiB_2 tạo mầm cho $(Al, Si)_3Ti$; đến lượt mình, $(Al, Si)_3Ti$ tạo mầm cho $\alpha-Al$. Đúng là có bằng chứng về sự tồn tại của các phần tử TiB_2 bên trong các phần tử $(Al, Si)_3Ti$ ở tâm của các hạt $\alpha-Al$, nhưng đó là khi nồng độ titan cao hơn thành phần bao tinh. Điều này cũng không giải thích tại sao việc cho thêm borit có hiệu quả làm nhỏ hạt tinh thể tốt hơn khi cho thêm borit với titan có dư ở các hợp kim đúc.

Thuyết tạo mầm kép không phải là hoàn toàn mới. Vào năm 1971, Backerud đã khẳng định việc quan sát thấy $TiAl_3$ trên các phần tử borit và giới thiệu một loạt phản ứng để giải thích điều này. Điều này cũng được Cornish đề cập, ông cho rằng vai trò của các borit là làm cho sự hình thành $TiAl_3$ tại nồng độ bao tinh trở nên dễ dàng do có thay đổi về nồng độ bao tinh, điều đó gây ra sự tạo mầm qua phản ứng bao tinh. Họ đã dùng cùng một lý lẽ như Mohanty về sự thiên tích titan về phía các borit và do vậy, những luận cứ trước đây của thuyết tạo mầm kép là không thoả đáng vì những lý do tương tự. Nếu các phần tử TiB_2 tạo mầm cho các phần tử $TiAl_3$, đến lượt mình $TiAl_3$ lại tạo mầm cho $\alpha-Al$ thì cơ chế vẫn chưa được giải thích, nhất là do sự sai khác về các nhiệt độ tạo mầm và việc không thể áp dụng giả thuyết đối với các hợp kim đúc sẽ vẫn là một tồn tại.

Việc $TiAl_3$ có hình thành trên bề mặt của các phần tử TiB_2 để cải thiện khả năng tạo mầm hay không, điều đó cũng không quan trọng vì chính các borit, trực tiếp hoặc gián tiếp mới đóng vai trò như các vị trí tạo mầm.

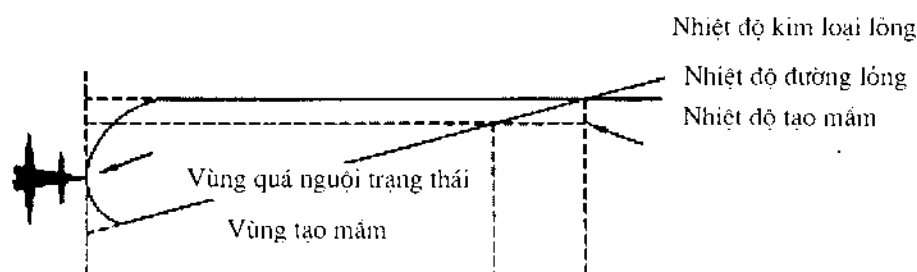
Có nhiều bằng chứng phản bác lại lý thuyết này, thí dụ, đối với hợp kim thành phần nhỏ hơn thành phần bao tinh, nhiệt độ tạo mầm có thể thấp hơn nhiệt độ đường lỏng Al-Ti. Pha lỏng nằm liền kề $TiAl_3$ cần phải có nồng độ 0,15% Ti, có nghĩa là nhiệt độ tạo mầm cần phải tuân theo nhiệt độ tạo mầm tại thành phần bao tinh. Điều này có nghĩa là, với hợp kim chứa 0,05% Ti thì nhiệt độ tạo mầm cần cao hơn nhiệt độ đường lỏng khoảng $3^\circ C$. Lý thuyết tạo mầm kép cũng không giải thích được điều này.

d) Lý thuyết các nguyên tố chất tan

Có hai lý do có thể đưa ra để giải thích tại sao các nguyên tố chất tan lại cần thiết cho việc làm nhỏ hạt tinh thể. Trước hết là các nguyên tố chất tan làm giảm tốc độ phát triển cho nên có nhiều thời gian hơn để các sự kiện tạo mầm xảy ra. Điều này là quan trọng nếu như sự tạo mầm là tự phát (mầm nội sinh) và không định hướng. Nhưng điều quan trọng hơn là các nguyên tố chất tan thiên tích để tạo ra một vùng quá nguội trạng thái ở phía trước của bề mặt phân cách. Vùng quá nguội trạng thái này kích hoạt các chất tạo mầm ở phía trước mặt phân cách và làm gián đoạn sự phát triển của các hạt trước đây. Điều này đã được biết tới như cơ chế kết tinh được điều khiển bởi độ quá

nguội do Tondel đưa ra. Sơ đồ được giới thiệu ở hình 4.8. Việc các phần tử tạo mầm và các nguyên tố thiên tích đều là những nhân tố cơ bản, cần thiết để làm nhỏ mịn hạt rất có hiệu quả đã giải thích tại sao khi các phần tử TiB_2 được cho thêm vào nhôm nguyên chất thì lại không đạt được sự làm nhỏ mịn hạt. Ở nhôm nguyên chất không có các nguyên tố thiên tích, do đó một trong những yêu cầu để làm nhỏ mịn hạt đã không có mặt. Nói cách khác, không có vùng quá nguội trạng thái ở phía trước của bề mặt phân cách để tạo điều kiện cho sự tạo mầm $\alpha-Al$ trên các phần tử. Nhưng khi có mặt chất tan, TiB_2 trở nên là chất tạo mầm có hiệu quả do tồn tại một vùng quá nguội trạng thái. Điều này giải thích tại sao khi đưa TiB_2 vào nhôm sạch thì không có sự làm nhỏ hạt. Chất tan là cần thiết cho sự tạo mầm xảy ra, do vậy chắc chắn là ngay cả những chất tạo mầm mạnh nhất cũng không có hiệu quả ở nhôm nguyên chất.

Có thể tranh luận là: $TiAl_3$ là chất tạo mầm tốt cả khi không có mặt chất tan nhưng điều này không nói lên rằng $TiAl_3$ không thể tồn tại nếu không có titan trong kim loại lỏng (hình 4.7); do vậy, nếu các aluminít được cho thêm vào nhôm thì chúng sẽ hoà tan, tạo ra titan hoà tan cần thiết cho việc làm nhỏ mịn hạt tinh thể. Dù có một cơ chế tạo mầm kép tại nồng độ trước bao tinh hay không thì điều đó cũng không quan trọng trong thực tiễn. Nó không làm thay đổi kết quả nếu $\alpha-Al$ được tạo ra trực tiếp từ TiB_2 hoặc nếu TiB_2 trước hết tạo ra một lớp mỏng $TiAl_3$. Thực tế thì TiB_2 vẫn là các phần tử tạo mầm quan trọng nhất và việc làm nhỏ mịn hạt phụ thuộc vào TiB_2 và chất tan.



Hình 4.8. Giản đồ thể hiện vùng quá nguội trạng thái ở phía trước của các tinh thể nhánh cây đang phát triển và vùng mà ở đó sự tạo mầm có thể xảy ra nếu có mặt các phần tử tạo mầm. Kích thước của vùng này sẽ thay đổi phụ thuộc vào khả năng của chất tạo mầm và trạng thái của hợp kim lỏng.

Các nguyên tố hoà tan như titan, sẽ xen vào các bề mặt tiếp xúc chất biến tính-kim loại lỏng, tác động lên sự lớn lên của các nhánh cây, đồng thời cũng gây ảnh hưởng đến độ quá nguội trạng thái ở ngay bề mặt tiếp xúc lỏng-rắn. Mặc dù ảnh hưởng tạo mầm là quan trọng nhưng ảnh hưởng của quá trình hoà tan Ti cũng đóng một vai trò không kém quan trọng trong quá trình nhỏ mịn hạt. Vấn đề này đã được chứng minh

bằng các thông số mạng của các pha khí kết tinh. Giữa α -Al và TiB_2 có sự sai khác đến 4,3% ở các phương và mặt sau đây: $(1\ 1\ 1)_{\text{Al}} \parallel (0\ 0\ 1)_{\text{TiB}_2}$; $[1\ 1\ 0]_{\text{Al}} \parallel [1\ 1\ 0]_{\text{TiB}_2}$. Mặc dù TiB_2 dường như không có tác dụng làm nhỏ mịn hạt khi hàm lượng Ti không vượt quá giới hạn nhưng hiệu quả biến tính vẫn xảy ra khi có titan hoà tan trong nhôm.

Bảng 4.11. Tính chất các loại hạt trong hợp kim trung gian

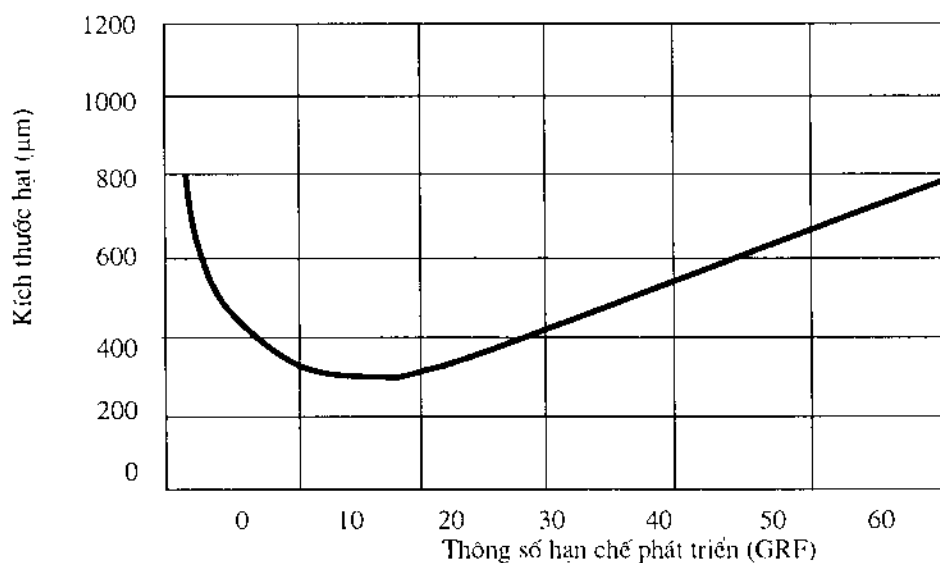
	TiB_2	TiAl_3	AlB_2
Tỷ trọng, kg/m^3	4250	3350	2550
Thông số mạng tinh thể, Å	$a = 3,03; c = 3,23$	$a = 3,85; c = 8,60$	$a = 3,01; c = 3,26$
Kích thước hạt, mm	5,0 - 12,0	30 - 50	20 - 40

Khả năng thiên tích của một nguyên tố nào đó sẽ được mô tả bằng đại lượng gọi là *nhân tố hạn chế phát triển* GRF (Growth Restricting Factor). Về ý nghĩa, nó chính là nguyên tố hoà tan ngăn cản sự lớn lên của bề mặt rắn-lỏng trên những hạt mới khi các hạt này phát triển vào trong lòng kim loại lỏng và được biểu diễn bằng công thức $\text{GRF} = m.C_0(k - 1)$, trong đó m là độ dốc của đường lỏng, C_0 là thành phần ban đầu, k là hệ số phân bố giữa hai pha lỏng-rắn. Giá trị các thông số này của một số nguyên tố cho ở bảng 4.12.

Bảng 4.12. Khả năng thiên tích của một số nguyên tố trong nhôm

Nguyên tố	k_i	m_i	$(k_i - 1)m$	nồng độ cực đại (%)	Kiểu phản ứng
Ti	9	30,7	245,6	15	bao tinh
Ta	2,5	70	105	0,1	bao tinh
V	4	10	30	0,1	bao tinh
Mo	2,5	5	7,5	0,1	bao tinh
Zr	2,5	4,5	6,5	0,11	bao tinh
Nb	1,5	13,3	6,6	0,15	bao tinh
Si	0,11	-6,6	5,9	12,6	cùng tinh
Cr	2	3,5	3,5	0,4	bao tinh
Ni	0,007	-3,3	3,3	6	cùng tinh
Mg	0,51	-6,2	3	3,4	cùng tinh
Fe	0,02	-3	2,9	1,8	cùng tinh
Cu	0,17	-3,4	2,8	33,2	cùng tinh
Mn	0,94	-1,6	0,1	1,9	cùng tinh

Rõ ràng là tốc độ phát triển mầm tỷ lệ nghịch với $m.C_0(k-1)$. Lý do cơ bản mà titan có tác dụng biến tính tinh luyện, theo nhiều nghiên cứu, chính là vai trò như một chất tan. Khả năng thiên tích rất mạnh của titan như một chất tan sẽ dẫn đến hình thành vùng quá nguội trạng thái ở phía trước bề mặt kết tinh tại đó việc hình thành mầm có thể hình thành ngay trên các mầm đã có sẵn. Các hợp kim đúc thì khó biến tính tinh luyện hơn hợp kim biến dạng mà lý do chính là nồng độ các nguyên tố hợp kim khá cao, đặc biệt là silic. Đối với hợp kim đúc, hợp kim trung gian Al-4%B có hiệu quả biến tính tốt hơn nhiều so với Al-6%Ti hoặc Al5%Ti1%B. Hợp kim Al-Si đông đặc sẽ có tổ chức cùng tinh chứa tấm α -Al và cùng tinh Si. Các nguyên tố Na, Sr bổ sung vào hợp kim đúc nhằm thay đổi hình thái học của các cùng tinh Si dạng tấm sang dạng cầu.



Hình 4.9. Quan hệ giữa kích thước hạt và GRF

Trong công nghệ biến tính, tồn tại một khoảng thời gian biến tính tối hạn để thu được kích thước hạt là nhỏ nhất. Nếu tiếp tục giữ kim loại đã biến tính, hạt kim loại sẽ thô dần theo thời gian. Đây được gọi là hiệu ứng “nhoà” (fade) trong biến tính. Đối với hợp kim nhôm đúc, các tinh thể borit kép $(Al, Ti)B_2$ trong hợp kim trung gian Al_3Ti_3B đóng vai trò những phần tử tạo mầm, nhưng khi dùng hợp kim trung gian Al-B thì các tinh thể AlB_2 sẽ bị phân huỷ và thời gian “nhoà” sẽ ngắn hơn. Điều này gây tác dụng xấu cho việc biến tính bằng stronti, trong khi đó hợp kim trung gian Al_3Ti_3B có tác dụng biến tính rất ổn định cùng với thời gian nhoà khá nhỏ và không gây ảnh hưởng gì đến tác dụng biến tính của stronti. Điều này chứng tỏ, hiệu quả của chất tan có vai trò ưu thế trong hợp kim đúc. Các nghiên cứu về quan hệ giữa chất tan và sự phát triển của

nhánh cây đã chỉ ra rằng, các nguyên tố như titan, silic và sắt kìm hãm tốc độ phát triển các nhánh cây, đồng thời là những chất cho thêm có hiệu quả và hiệu quả đó được đánh giá định lượng qua GRF.

Hình 4.9 chỉ ra rằng, ban đầu kích thước hạt giảm rất nhanh theo sự tăng của GRF, tiếp tục cho thêm chất biến tính sẽ không có sự thay đổi nhiều, nhưng khi GRF đạt giá trị lớn hơn 20 thì kích thước hạt lại tăng nhanh. Nguyên nhân của hiện tượng tăng kích thước hạt sau giá trị tới hạn chính là do sự thay đổi cơ cấu phát triển của nhánh cây. Khi giá trị GRF còn nhỏ, chất tan làm chậm sự phát triển của nhánh cây do chịu ảnh hưởng của hiện tượng khuếch tán của chất tan ở phía trước bề mặt kết tinh. Khi nồng độ cao hơn, chóp nhánh cây phát triển theo cả hai chiều vào kim loại lỏng và chất tan được tiết ra theo hướng vuông góc với hướng phát triển của nhánh cây. Nguyên nhân của hiện tượng này là sự thay đổi cơ chế phát triển: từ cơ chế phát triển do khuếch tán khổng chế sang cơ chế phát triển khổng chế bởi bán kính chóp nhánh cây - cơ chế mà tác dụng của mao dẫn chiếm ưu thế.

Khi phân tích các số liệu kích thước hạt của các loại hợp kim nhôm biến dạng, đều thấy rằng chúng có quan hệ với thông số quá nguội trạng thái:

$$\frac{G_L}{R} \geq \frac{-m_L C_0 (1-k)}{k D_L}$$

trong đó: G_L - gradient của pha lỏng; R - tốc độ nguội; m - độ dốc của đường lỏng; C_0 - nồng độ chất tan; k - hệ số phân bố rắn lỏng; D_L - hệ số khuếch-tán.

Nếu kim loại có cùng thông số nguội trạng thái thì kích thước hạt luôn giống nhau trong trường hợp các chất tan không tác dụng lẫn nhau để hình thành các hợp chất liên kim. Đối với hợp kim Al-2Si và Al-0,005Ti, các hạt TiB₂ có tác dụng tinh luyện giống hệt nhau vì cả hai hợp kim trên đều cùng giá trị GRF. Tuy nhiên, hệ số phân bố k của Ti theo đo đạc là 6,7; tính toán theo giản đồ trạng thái là 7,5 trong nhôm sạch. Hệ số k của Ti là 3,2 trong hợp kim Al7Si0,3Mg. Hệ số phân bố riêng phần k của Ti trong hợp kim Al-Si được xem là nguyên nhân chính gây ra tác dụng tinh luyện kém của titan. Theo công thức trên, hệ số phân bố k có giá trị lớn cũng có nghĩa là thông số hạn chế phát triển GRF cũng lớn và do đó, thông số quá nguội trạng thái cũng lớn. Điều đó có nghĩa là, thông số quá nguội trạng thái trong nhôm sạch sẽ lớn hơn so với trong nhôm đúc Al-Si-Mg và bởi vậy, hiệu quả của chất tan Ti trong nhôm sạch sẽ lớn hơn trong nhôm đúc hợp kim.

Từ những điều trình bày trên, có thể nhận thấy, nguyên tố hoà tan nào có GRF lớn thì sẽ hình thành vùng quá nguội rộng. Nếu mầm tạo ra với số lượng đủ lớn (AlB_2 , TiB_2 ...), các hạt này sẽ là mầm cho $\alpha\text{-Al}$ trong vùng quá nguội này. Quá trình này lặp đi lặp lại sẽ dẫn đến việc làm nhỏ mịn hạt.

Lý thuyết tạo mầm kép Schumacher và Mohanty lại cho rằng, ở chừng mực nào đó lớp TiAl_3 được hình thành trên các mầm borit, ở góc độ khác nhờ phản ứng bao tinh, việc tạo mầm $\alpha\text{-Al}$ cũng có thể xảy ra trên nền của borit. Điều này có vẻ mâu thuẫn với quan niệm về ảnh hưởng của chất tan là titan đã tan trong kim loại lỏng đã trình bày ở phần trên. Cả hai công trình đều đã cho titan vào nhôm lỏng trên mức cần thiết và điều này làm cho giá trị GRF tăng lên.

Đại lượng GRF đã được đề nghị là tiêu chuẩn dự đoán kích thước hạt. Đó là: với một giá trị cụ thể của RGF, kích thước hạt sẽ như nhau, bất kể loại chất tan nào được đưa vào. Tuy nhiên, mật độ của các phần tử tạo mầm cũng phải có ảnh hưởng đến kích thước hạt. Khi không cho thêm các phần tử tạo mầm, kích thước hạt của Al-0,05Ti nhỏ hơn rất nhiều so với Al-2Si mặc dù có cùng giá trị GRF. Điều này có thể do có một lượng nhỏ TiC trong hợp kim trung gian Al-6Ti , vì TiC được biết là chất tạo mầm có hiệu quả đối với hợp kim nhôm. Cacbon luôn có mặt trong kim loại lỏng và yếu tố này được dùng để giải thích tại sao chất cho thêm có chứa titan lại là các chất có hiệu quả làm nhỏ hạt cao đến như vậy.

Ngay cả khi có 0,01% TiB_2 thì hợp kim Al-0,05Ti cũng có kích thước hạt nhỏ hơn nhiều so với hợp kim Al-2Si . Tuy nhiên, những tính toán đơn giản cho thấy rằng, kích thước hạt giảm đi gần như bằng số hạt tinh thể mới đang được tạo ra ở cả hai hệ (bảng 4.13). Trong tính toán đã giả thiết rằng thể tích của mỗi hạt bằng lập phương của kích thước hạt, tức là giả thiết rằng hạt tinh thể là khối lập phương và kích thước hạt là kích thước dài; do vậy mật độ hạt là $gd = 1/(gs)^3$. (gd -grain density ; gs -grain size).

Do đó, nếu như những sai khác về mật độ hạt trong các trường hợp có và không có TiB_2 được tính toán cho hệ Al-2Si và Al-0,05Ti , số hạt tinh thể được tạo ra do cho thêm hợp kim trung gian Al-3TiB_2 cũng có thể tính được. Bảng 4.13 cho thấy kích thước hạt được hình thành trong những điều kiện khác nhau và sự sai khác về mật độ hạt khi có và không có TiB_2 .

Bảng 4.13 chỉ ra rằng, số hạt mới được tạo ra bằng cách cho thêm 0,01% TiB_2 đối với Al-0,05Ti và Al-2Si là tương tự nhau. Điều này chứng tỏ rằng chất tan ảnh hưởng đến hiệu quả làm nhỏ hạt khi cho thêm các chất tạo mầm với cùng một mức độ. Cho nên, do có một số lượng hạt gần bằng nhau được tạo ra khi cho thêm 0,01% TiB_2

vào cả hai hợp kim, nên hiệu quả về điều kiện trạng thái là tương đương. Phát hiện này là quan trọng vì nó làm cho thuyết tạo mầm kép mất hiệu lực. Nếu một lớp $TiAl_3$ là cần thiết để làm tăng đột ngột khả năng tạo mầm của TiB_2 , thì chắc chắn rằng việc cho thêm các chất tạo mầm TiB_2 vào hệ Al-Ti, một cách tỷ lệ, cũng sẽ ảnh hưởng đến kích thước hạt nhiều hơn so với khi đưa chúng vào hệ Al-2Si. Tuy nhiên, việc cho thêm 0,01% TiB_2 vào Al-0,05 Ti và Al-2Si làm tăng mật độ hạt về cơ bản là cùng một lượng (bảng 4.13). Do đó, ngay cả khi có một lớp $TiAl_3$ hình thành trên bề mặt của các phân tử TiB_2 thì nó cũng không làm tăng đáng kể khả năng tạo mầm của các phân tử này.

Bảng 4.13. Các kích thước hạt của Al-2Si và Al-0,05 Ti trong các trường hợp có và không có 0,01% TiB_2 (cột cuối cùng thể hiện sự tăng mật độ hạt tính thể đối với hai hệ khi cho thêm 0,01% TiB_2)

Hợp kim	Kích thước hạt, μm		Sai khác về mật độ hạt
	(0% TiB_2)	(0,01% TiB_2)	
Al-2Si	837	291	39 hạt/ mm^3
Al-0,05 Ti	223	195	45 hạt/ mm^3

c) Tác dụng của tinh luyện biến tính nhỏ mịn hạt

Các chất biến tính tinh luyện ngoài tác dụng làm nhỏ mịn hạt, còn có tác dụng sau đây:

a) Nâng cao độ đặc chắc (mật độ) của vật liệu. Việc bổ sung kim loại cho vật đúc trong giai đoạn cuối cùng của quá trình đông đặc được hỗ trợ chủ yếu nhờ sự tồn tại của các vô số trung tâm tạo mầm do các chất tinh luyện tạo ra. Các xốp co thô đại giảm đi nhiều trong khi đó xốp tế vi, nếu có, lại có khuynh hướng được phân bố đồng đều hơn. Thêm nữa, bất kỳ một một lỗ rỗng khí tế vi (gas porosity) nào đã hình thành trong quá trình đông đặc cũng được phân bố đồng đều hơn trong vật đúc có biến tính tinh luyện nhỏ mịn hạt. Mặt khác, chất biến tính tinh luyện hạt còn có tác dụng làm cho các nhánh cây nhôm càng nhỏ hơn và sát chặt hơn. Điều này làm cho việc bổ sung kim loại vào khoảng trống giữa các nhánh cây trở nên khó khăn hơn, khoảng cách bổ sung ngắn hơn và kích thước lỗ xốp trở nên mịn hơn. Thêm nữa, cũng có thể khống chế các lỗ xốp này nhờ chất biến tính có tác dụng làm thay đổi trạng thái của bề mặt phát triển cùng tinh. Khi biến tính nhôm bằng natri, sóng kết tinh cùng tinh có dạng mặt phẳng đặc thù, đông đặc kiểu này cho phép sự đông đặc xảy ra xuyên qua lưới các nhánh cây và các hốc nhỏ chứa kim loại lỏng. Đối với stronti, mặt sóng kết tinh là không bình thường, điều này làm cho các vùng lỏng rất dễ bị giữ lại và hình thành xốp co tế vi.

b) Giảm xu hướng nứt nóng. Xu hướng nứt nóng trong quá trình đông đặc được giảm xuống mức thấp nhất do các vùng ứng suất biệt lập không có khả năng phát triển. Hậu quả là, sự chia tách và nứt của biên giới hạt sẽ ít có khả năng xảy ra.

c) Cải thiện bề mặt lớp anot hoá. Khi anot hoá, cấu trúc hạt mịn sẽ cho lớp bề mặt có chất lượng hơn vì bề mặt trước khi anot hoá dễ dàng xử lý hơn.

d) Cải thiện tính gia công cơ khí. Vật đúc có hạt thô rất khó gia công cơ và nối chung, bề mặt sau khi gia công sẽ thua kém rất nhiều so với vật đúc có hạt mịn.

e) Cải thiện tính chất cơ học. Cấu trúc hạt mịn sẽ nâng cao rõ rệt tính chất cơ học của vật đúc. Tuy nhiên trong hợp kim có chứa trên 5% Si thì tính chất cơ học của hợp kim cũng chỉ nâng cao thêm một chút với điều kiện vật đúc phải đặc chắc hoặc có số lượng các pha liên kim, thí dụ FeSiAl_3 , ở một mức nào đó.

d) Tác dụng của các nguyên tố biến tính

a) Tác dụng của bo. Hợp kim trung gian trên cơ sở hệ hai nguyên Al-Ti và ba nguyên Al-Ti-B được sử dụng rộng rãi làm chất biến tính cho hợp kim nhôm đúc. Hàm lượng Ti trong hệ hai nguyên là 6% và trong hệ ba nguyên từ 2 đến 10%. Hàm lượng nguyên tố B thay đổi từ 0,1 - 3%. Trong hợp kim trung gian Al-Ti, tính hiệu quả của các phản ứng tinh luyện nhỏ mịn hạt của các hạt Al_3Ti chỉ được duy trì khi hàm lượng Ti trong pha lỏng vẫn lớn hơn 0,15%. Hiệu quả biến tính của các chất biến tính có chứa B trên cơ sở hệ ba nguyên tốt hơn và thời gian tác dụng lâu hơn so với hệ hai nguyên, đặc biệt là trong các hợp kim đúc.

Việc cho thêm một lượng nhỏ nguyên tố B vào hợp kim trung gian Al-Ti sẽ làm cho quá trình biến tính tinh luyện tốt lên một cách rõ rệt. Trong hợp kim trung gian kiểu Al-Ti-B, nguyên tố bo sẽ tạo thành nhiều hợp chất khác nhau, thí dụ AlB_2 , TiB_2 , $(\text{AlTi})\text{B}_2$ và AlB_{10} . Trong pha lỏng, TiB_2 là dạng borit ổn định nhất. Sau một thời gian ngắn tồn tại trong pha lỏng, lượng TiB_2 sẽ tăng lên làm cho các hợp chất khác khó phát triển. Nhiều tác giả giả thiết rằng, các hạt TiB là tác nhân của việc tạo mầm cho các tinh thể Al trong quá trình kết tinh và rằng, tính hiệu quả của các phản ứng làm nhỏ mịn hạt cũng sẽ tăng lên khi có mặt Ti trong dung dịch lỏng. Tác dụng của Ti có lẽ do việc tạo thành một môi trường thuận lợi và thích hợp cho việc tạo mầm $\alpha\text{-Al}$. Trong lý thuyết bao tinh, người ta còn giả thiết rằng, vai trò của B chính là làm giảm khả năng hoà tan của Ti để cho phản ứng bao tinh có thể xảy ra ngay ở nồng độ Ti rất nhỏ (0,025%).

Tuy nhiên, vai trò của B khi có mặt Ti như đã nói trên, cũng chỉ là tác dụng trong trạng thái không cân bằng và nó chỉ xảy ra khi trong nhôm lỏng vẫn còn các hợp chất borit giàu nhôm.

Một vấn đề mấu chốt đối với việc hình thành α -Al trên những pha nền đặc biệt là sự phù hợp về cấu trúc mạng tinh thể và thành phần hoá học của pha nền tại bề mặt tạo mầm. Nhiều công trình giả thiết rằng, để mầm hình thành được thì sự sai khác về ô mạng phải nhỏ hơn 10%. Các nghiên cứu đã chỉ ra, TiB_2 và AlB_2 có cấu trúc ô mạng kiểu lục giác với thông số mạng $a = 0,30311$ nm, $c = 0,32297$ nm (TiB_2) và $a = 0,3009$ nm; $c = 0,3262$ nm (AlB_2). Về phương diện thông số mạng thì $TiAl_3$ được xem như là một tác nhân tạo mầm tốt hơn TiB_2 .

Trong thực tế, phần lớn các hạt borit trong hợp kim trung gian TiBAlloy có dạng $(Al, Ti)B_2$. Thành phần hoá học của borit kép $(Al_xTi_{1-x})B_2$ trong TiBAlloy thường có giá trị $x = 0,35$, một giá trị trung bình đối với thành phần của chất biến tính. Trong các phân tích thì giá trị x thay đổi từ 0 đến 1.

Bảng 4.14. Sự phụ thuộc của kích thước hạt vào lượng dùng chất biến tính và tỷ lệ Ti/B đối với hợp kim 6063 (con số trong bảng là kích thước hạt tính theo μm)

Loại hợp kim trung gian	Tỷ lệ Ti/B	Lượng dùng chất biến tính, kg/tấn			
		0.25	0.5	1.0	2.0
Al-6Ti	-	1400	700	450	300
Al10Ti0.4B	25	600	300	240	180
Al5Ti1B	5	400	200	160	120
Al5Ti0.2B	25	850	550	300	220
Al3Ti1B	3	450	250	180	150

Các nghiên cứu nhiệt động học đều cho rằng, các borit kép nói trên sẽ chuyển thành TiB_2 nếu giữ một thời gian đủ dài trong pha lỏng để cho Ti có thể khuếch tán vào các hạt $(Al, Ti)B_2$ trong khi đó Al sẽ khuếch tán ra khỏi các hạt đó, kết quả là các hạt TiB_2 sẽ được hình thành (ít nhất cũng là trên lớp bề mặt). Các hạt $(Al, Ti)B_2$ và Al_4Sr được coi là những loại hạt chiếm ưu thế trong hợp kim trung gian Strobloy mặc dù pha SrB_6 không phát hiện được một cách rõ ràng.

b) Tỷ lệ Ti/B. Hàm lượng nguyên tố B có trong hợp kim trung gian hiện đang sử dụng rộng rãi trên thị trường thay đổi trong khoảng khá rộng. Thông thường tỷ lệ hàm lượng Ti/B thay đổi từ 1/1 đến 50/1. Chính tỷ lệ này có ảnh hưởng đáng kể đến hiệu quả

tinh luyện nhỏ mịn hạt của các loại hợp kim nhôm. Những nghiên cứu đã công bố đều khẳng định rằng tỷ lệ Ti/B phải lớn hơn 2 thì mới có hiệu quả biến tính nhỏ mịn hạt. Khi hàm lượng B không đổi, nếu tăng tỷ lệ Ti/B sẽ làm giảm hiệu quả biến tính.

Một thí nghiệm so sánh khác cũng khẳng định tỷ lệ $Ti/B = 2$ đã có thể giảm kích thước hạt nhôm xuống còn $120\ \mu m$. Tuy nhiên, để đạt được kích thước hạt như nhau thì các loại hợp kim trung gian có chứa ít B lại có hiệu quả hơn nhiều. Đối với hợp kim nhôm 356 và 319 thì hợp kim trung gian Al_3Ti_3B ($Ti/B = 1$) lại tỏ ra rất có hiệu quả. Hiệu quả này có vẻ như có liên quan đến sự xuất hiện pha borit phức $(Al, Ti)B_2$, một pha có tác dụng nhỏ hạt rất tốt đối với các hợp kim nhôm trước cùng tinh.

Ảnh hưởng của các nguyên tố trong hợp kim trung gian đến hiệu quả biến tính chính là do bản chất, sự phân bố và kích thước các pha trung gian có tác dụng tạo tâm mầm kết tinh quyết định. Về mặt này hợp kim trung gian $AlTi_{1,2}B_{0,5}$ lại tỏ ra có tác dụng tốt hơn cả. Hợp kim trung gian $AlTi_{1,3}B_{0,5}$ có số lượng hạt TiB_2 lớn nhất, kích thước hạt lớn và đồng đều hơn. Khi làm tâm mầm kết tinh, các hạt này sẽ tạo một độ quá nguội nhỏ hơn so với các hợp kim trung gian khác. Lượng titan dư trong hợp kim trung gian cũng không có ảnh hưởng đến hiệu quả biến tính nhỏ mịn hạt sau khi $AlTi_3$ đã hoà tan vào pha lỏng.

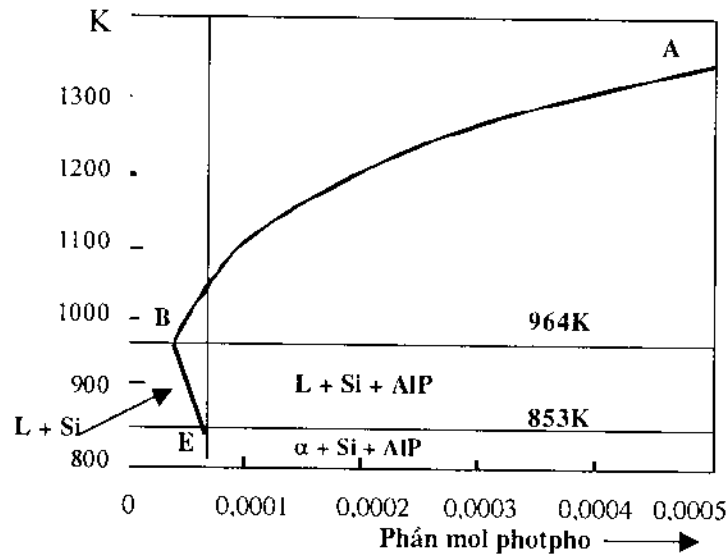
Đối với hợp kim silumin sau cùng tinh, photpho là nguyên tố biến tính có hiệu quả hơn cả. Hợp chất và các muối chứa photpho là chất biến tính có hiệu quả với hợp kim silic sơ cấp (Si1) trong các silumin sau cùng tinh. Để làm nhỏ hạt Si1, việc đưa photpho vào hợp kim lỏng được coi như phương pháp phổ biến nhất. Đây là phương pháp tạo tâm mầm kết tinh cho silic, tức là làm tăng số lượng tinh thể và đồng thời giảm kích thước của Si1. Cơ chế làm nhỏ hạt Si1 là, khi cho vào nhôm lỏng, photpho tác dụng với nhôm tạo thành các phân tử photphit nhôm (AlP) nhỏ mịn, có kiểu mạng gần giống kiểu mạng của tinh thể Si. Các phân tử AlP trong hợp kim lỏng sẽ làm tăng tốc độ tạo mầm, tức là làm tăng số lượng mầm trong một đơn vị thể tích tinh thể. Do đó có thể làm tâm mầm kết tinh cho silic. Cơ chế hình thành và tác dụng của AlP, tác giả [23] cho rằng, cũng có phản ứng bao tinh trong hệ Al-Si-P và sản phẩm của phản ứng bao tinh này chính là những tâm mầm kết tinh cho các tinh thể silic sơ cấp. Tác giả [13] khi nghiên cứu ảnh hưởng của photpho đến hiệu quả biến tính silumin sau cùng tinh đã chỉ ra rằng, ngay trong thành phần của hợp kim trung gian Al-Cu-P, ngoài dung dịch đặc α đã xuất hiện các pha trung gian AlP và Cu_3P . Điều này càng khẳng định thêm cho luận điểm phản ứng bao tinh trong hệ Al-Si-P là nguyên nhân tạo thành các sản phẩm có lợi cho việc tạo mầm các tinh thể Si1.

e) Nhiệt động học của quá trình hoà tan và tạo pha của photpho trong hệ Al-Si

Các nghiên cứu trước đây [10], [11] đã đưa ra những đánh giá về mặt nhiệt động học của hệ ba nguyên Al-Si-P. Theo đó, nhiệt độ khi đưa P vào hợp kim lỏng và thời gian đưa vào càng cao thì càng hoà tan nhiều P. Độ hoà tan của P được tính toán thông qua các dữ liệu thực nghiệm để đưa ra sự mô tả nhiệt động học hoàn thiện hơn đối với hệ Al-Si-P, đồng thời hiểu biết hơn về mối quan hệ giữa độ hoà tan của P với quá trình làm nhỏ mịn hạt, đặc biệt là ý nghĩa của lượng P nhỏ nhất để tinh luyện trong luyện kim.

Thông thường, độ hoà tan của các nguyên tố biến tính vào kim loại nền phụ thuộc vào bản chất của kim loại nền và chất biến tính. Nếu độ hoà tan của các nguyên tố vừa đủ thì nó tác động rất tốt đến tính chất công nghệ cũng như cơ tính của hợp kim. Nếu các nguyên tố hoà tan không hết, nó sẽ tồn tại như tạp chất ở biên giới hạt, làm cho hợp kim bị giòn.

Theo hình 4.10, đường A-B chỉ ra rằng độ hoà tan của P trong kim loại lỏng tạo ra AIP sẽ giảm khi nhiệt độ giảm trong khoảng nhiệt độ tạo thành AIP và nhiệt độ kết tinh của silic, T_p . Trong suốt quá trình đông đặc, photpho không hoà tan trong kim loại lỏng và chỉ có thể kết hợp với Al tạo thành AIP như là pha đầu tiên không đổi trong hợp kim lỏng.



Hình 4.10. Mặt cắt đứng của giản đồ pha Al-Si-P của hợp kim AlSi20

Tại nhiệt độ $T_p = 963\text{K}$, tinh thể Si bắt đầu kết tinh, độ hoà tan của P trong hợp kim lỏng hơi tăng dọc theo đường B-E. Độ hoà tan của photpho tăng lên là do các nguyên tử photpho không hoà tan được trong khi tinh thể Si đóng rắn đáng ra phải loại bỏ nhưng vẫn còn tồn tại trong hợp kim lỏng. Độ hoà tan tăng đến khi nhiệt độ đạt đến nhiệt độ cùng tinh của hệ ba nguyên Al-Si-P, nhiệt độ này vào khoảng 853K.

Trên hình 4.10, độ hoà tan của P trong hợp kim lỏng tạo thành AIP (đường A-B) sẽ tăng khi nâng cao nhiệt độ, nhưng lại giảm khi tăng lượng silic. Độ hoà tan trong pha

lỏng của Si (đường B-C) và Si+AlP (đường B-E) sẽ tăng khi giảm nhiệt độ. Độ hoà tan tăng do các nguyên tử P không hoà tan được trong tinh thể silic mà còn lại trong pha lỏng. Điểm B trong hình vẽ chỉ ra đường bao tinh của AlP-Si. Nhiệt độ bao tinh, T_p , của hợp kim không cao hơn đáng kể so với nhiệt độ chảy của Si trong hợp kim hai nguyên Al-Si, nhiệt độ này được chỉ ra ở điểm C.

Theo tính toán, điểm E (853K) biểu diễn nhiệt độ phản ứng ba nguyên cũng không thấp hơn đáng kể so với nhiệt độ cùng tinh hai nguyên Al-Si (853K). Do vậy, điểm E coi như là điểm cùng tinh. Đường phân bố theo mặt thẳng đứng trong hình vẽ biểu diễn lượng nhỏ nhất của P dư trong pha lỏng mà có thể thúc đẩy quá trình làm nhỏ hạt một cách đầy đủ.

f) Một số hợp kim silumin điển hình

Silumin sử dụng rộng rãi để đúc pittông vì có trọng lượng riêng nhỏ, dẫn nhiệt tốt, dẫn nở nhiệt nhỏ, chịu mài mòn và chịu được nhiệt độ cao. Để đúc pittông thường dùng silumin với hàm lượng Si cao. Bảng 4.15 cho thành phần một số silumin.

Hợp kim Al2. Đây là hợp kim có tính đúc tốt, co tập trung nên lõm co lớn (co kết tinh 3,2%). Hợp kim nhôm nên đúc trong khuôn kim loại để nâng cao cơ tính. Nói chung, silumin dễ bị rỗ khí và xốp co nên cần khử khí tốt trước khi rót. Hợp kim Al2 chịu ăn mòn tốt trong không khí ẩm, nước biển, CO_2 , HNO_3 , amoniac, khí lưu huỳnh... Hợp kim này cũng chịu ăn mòn tốt trong hữu cơ như rượu, keton, axit béo cao phân tử... Hợp kim Al2 không cần nhiệt luyện, dễ hàn song khó cắt. Thường dùng Al2 để đúc các chi tiết phức tạp mỏng thành và chịu tải trọng va đập, các chi tiết tiếp xúc với môi trường ăn mòn hoá học như phụ tùng tàu biển. Cũng có thể dùng để đúc pittông. Không nên dùng để đúc các chi tiết chịu tải trọng tĩnh.

Bảng 4.15. Thành phần một số silumin

	%Si	%Cu	%Mg	%Ni	%Co	%Mn	%Fe
AlSi12Ni	12	1,0	1,0	1,0		0,1	< 0,6
AlSi20	21	1,5	0,5	1,5	1,2	0,7	< 0,5
Al10B	5	6,0	0,5	0,5		< 1,2	
Al2	11,5	0,5				0,5	
Al4	2,0 - 10,5		0,17 - 0,3			0,25 - 0,5	
Al9	6,0 - 8,0		0,2 - 0,4				

Hợp kim **Al4**. Hợp kim này có tính chảy loãng tốt nên dễ đúc, có thể tích 3,5% nên lõm co lớn. Nhiệt độ rót khoảng 720 - 780°C. Hợp kim dễ hút khí và tạo xốp co. Thường dùng hợp kim **Al4** để đúc các chi tiết phức tạp, chịu tải trọng tĩnh và va đập mạnh, thí dụ nắp hộp và bloc động cơ đốt trong, các bộ phận chịu tải trọng lớn của động cơ máy bay.



Hình 4.11. Pittông đúc từ silumin sau cùng tinh

Hợp kim **Al9**. Hợp kim này có cơ tính trung bình, tính đúc tốt, dễ cắt, có xu hướng hoá già tự nhiên sau khi tôi. Tính chống ăn mòn tương tự như hợp kim **Al2**. Dùng để đúc các chi tiết có hình dáng phức tạp chịu tải trọng tĩnh, thí dụ vỏ máy bơm nước, khung cột băng tải, vỏ động cơ làm nguội bằng nước, bình ống ...

Bảng 4.16. Tính chất silumin

	AlSi12Ni	AlSi20	Al 10B
Độ bền kéo (daN/mm ²)	18 - 21	15 - 17	18 - 25
Độ dẫn dài (%)	6,0	5,0	1,0
HB	100 - 110	110	105 - 120
Khối lượng riêng(kg/m ³)	2700	2650	2890
Khoảng đông (°C)	570 - 590	570 - 700	488 - 604
Hệ số dẫn nở nhiệt m/m.độ			
ở nhiệt độ 20 - 100°C	21.10 ⁻⁶	18.10 ⁻⁶	22,3.10 ⁻⁶
ở nhiệt độ 20 - 300°C	23.10 ⁻⁶	19.10 ⁻⁶	25,4.10 ⁻⁶

4.3. HỢP KIM NHÔM - ĐỒNG

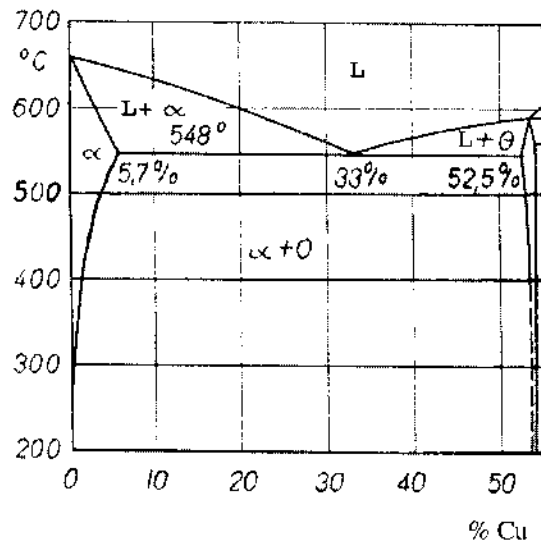
4.3.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức

Trên giản đồ trạng thái hình 4.12, ở thành phần khoảng 55% Cu sẽ hình thành một pha liên kim rất đặc biệt. Thông thường, trong kỹ thuật chỉ sử dụng hợp kim đến 50% Cu, nên chỉ xét thành phần pha của hợp kim trong khoảng đó. Giản đồ hai pha nhôm - đồng có các tổ chức sau:

- Pha α là dung dịch đặc có độ dẻo cao, ở nhiệt độ cao Cu có thể hoà tan vào α đến 5,7%, nhưng ở nhiệt độ thường thì chỉ hoà tan khoảng 0,2%. Do đó, hợp kim chứa 4 - 5% Cu sau nhiệt luyện sẽ có độ bền cao nhất.

- Pha θ (CuAl_2) là pha hoá bền.

- Cùng tinh $\alpha + \theta$. Cùng tinh là thành phần tổ chức có độ rắn cao, làm cho hợp kim bền ngay sau khi đúc. Tuy nhiên, không nên dùng nhiều đồng vì khi đó hợp kim khá giòn, cơ tính thấp. Nên dùng lượng đồng nhỏ hơn 12%.



Hình 4.12. Biểu đồ trạng thái Al-Cu

4.3.2. Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất

Sắt - Sắt làm giảm khả năng hoà tan của đồng và mangan vào α , do đó làm giảm cơ tính của hợp kim. Nhưng sắt cùng với các nguyên tố khác tạo thành pha $\text{N}(\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe})$ kết tinh trên biên giới các nhánh cây, có tác dụng nâng cao khả năng chịu nóng của hợp kim.

Silic - Silic có tác dụng giảm độ bền của hợp kim nhất là sau nhiệt luyện khi hàm lượng Si > 0,8%. Tuy nhiên người ta vẫn cho thêm silic vào hợp kim để nâng cao độ chảy loãng của kim loại lỏng, dễ đúc. Lượng silic có thể dùng đến 2%.

Magiê - Magiê có tác dụng tăng bền cho hợp kim nhôm ở trạng thái sau khi nhiệt luyện với hàm lượng 0,3 - 0,5%. Bởi vậy, với những hợp kim cần độ bền cao, trong thành phần méo liệu có thể cho thêm Mg và sử dụng các phương pháp nhiệt luyện hợp lý sẽ có tính năng làm việc tốt hơn hẳn.

Titan - Titan là nguyên tố biến tính rất tốt cho hợp kim nhôm đồng. Nguyên lý tác dụng khi biến tính của titan cũng tương tự như đối với silumin. Với hợp kim 5% Cu thì lượng titan dùng làm chất biến tính vào khoảng 0,2 - 0,35%.

Bảng 4.17. Thành phần một số mác hợp kim nhôm-đồng

		%Si	%Cu	%Mg	%Zn	%Fe	%Mn	%Ni	%Ti
1	AlCuTi	0,18	4,5 - 5,2		0,07	0,18	0,05		0,15 - 0,30
2	AlCuTiMg	0,18	4,2 - 4,9	0,15 - 0,3	0,07	0,2	0,05		0,15 - 0,30
3	AlCuNiMg	0,6	3,8 - 4,2	1,3 - 1,7	0,1	0,6	0,1	1,8 - 2,3	0,2
4	AlCuFeMg	1	9,3 - 10,7	0,2 - 0,4	0,2	0,5 - 1,3	0,2	0,2	0,2
5	AlCuNiSiMg	0,8 - 1,2	9,5 - 10,5	0,2 - 0,3	0,2	0,8	0,2	1,3 - 1,7	0,1 - 0,2
6	AlCuFeMgNi	0,6 - 0,8	2,9 - 3,2	0,5 - 0,7	0,2	1,4 - 1,6	0,1	0,5 - 0,7	0,1 - 0,2
7	AlCuMn	0,3	4,5 - 5,3	0,05	0,2	0,2	0,6 - 1,0	0,1	0,15 - 0,35
8	AlCuSi	2	9,2 - 10,8	0,15 - 0,35	0,8	1,5	0,5	0,5	0,25
9	AlCu SiZn	1,0 - 4,0	6,0 - 8,0	0,1	2,5	1,4	0,6	0,35	0,25

Bảng 4.18. Tính chất cơ học của hợp kim nhôm đồng

TT		Độ bền, MPa		Độ dẫn dài, %		Độ cứng HB	
		Kh. cắt	Kh. KL	Kh. cắt	Kh. KL	Kh. cắt	Kh. KL
1	AlCuTi	340	365	5	9	105	105
2	AlCuTiMg	385	395	6,5	7,5	110	115
3	AlCuNiMg	210	250	0,5	0,3	90	95
4	AlCuFeMg	210	280			110	125
5	AlCuNiSiMg	220	350			135	135
6	AlCuFeMgNi	300	330	1	1	115	115
7	AlCuMn	340		4			
8	AlCuSi	280				90	
9	AlCu SiZn	162					

4.3.3. Tính chất hợp kim nhôm-đồng và lĩnh vực sử dụng

Nói chung, độ bền và độ dẫn dài của hợp kim nhôm-đồng đều cao hơn độ bền và độ dẫn dài của hợp kim nhôm-silic. Ảnh hưởng của Cu đến tính chất của hợp kim cũng mạnh hơn ảnh hưởng của silic khi trong cùng một điều kiện. Đặc điểm của hợp kim nhôm-đồng là có thể tiến hành nhiệt luyện được. Cơ tính của hợp kim đạt giá trị cao nhất khi nung đến 500°C sau đó tôi và hoá già nhân tạo, hoá già tự nhiên thì tính chất kém một chút. Ở trạng thái đúc, hợp kim có cơ tính thấp nhất. Hợp kim 4% Cu, ở trạng thái đúc độ bền chỉ đạt khoảng 15 - 17 daN/mm². Nếu đem tôi và hoá già nhân tạo, độ bền có thể đạt 26 - 30 daN/mm². Đồng làm tăng cơ tính của hợp kim khi hàm lượng Cu tăng đến 5%. Lớn hơn 5% Cu thì cơ tính của hợp kim sau nhiệt luyện lại giảm nhiều.

Hợp kim Al-Cu có khoảng đông khá rộng (hình 4.12), nên vật đúc rất dễ có xốp co, nứt và khó đúc. Thêm một lượng nhỏ Si có thể hạn chế được nhược điểm này.

Hợp kim Al-Cu có thể chịu ăn mòn trong môi trường không khí. Thành phần Cu càng thấp thì khả năng chịu ăn mòn càng cao do sau khi tôi, đồng tan và bão hoà vào trong dung dịch rắn, làm giảm sự chênh lệch điện thế của các cặp vi pin giữa Al và các pha chứa Cu. Trong môi trường khí miền biển và các môi trường khí khác thì hợp kim này chịu ăn mòn kém hơn hợp kim Al-Si và Al-Mg.

Hợp kim nhôm-đồng có hệ số giãn nở nhiệt lớn hơn các loại hợp kim nhôm khác nhưng vẫn có thể dùng để đúc pittông, thí dụ các hợp kim AlCu4NiMg; AlCu4NiTiMgSi. Đồng là nguyên tố có khối lượng riêng lớn nên nó làm tăng khối lượng riêng của hợp kim, trong nhiều trường hợp không thích hợp cho việc sử dụng. Tuy nhiên, đồng làm tăng tính chịu nhiệt và tăng khả năng chịu mài mòn cho hợp kim cho nên loại hợp kim này vẫn được sử dụng rộng rãi.

Lĩnh vực sử dụng

Hợp kim số 1 (bảng 4.17) tương ứng với ký hiệu của Liên Xô cũ là АЛ7 (chứa 4% Cu), thường dùng để đúc các chi tiết hình dáng đơn giản, kích thước nhỏ, làm việc trong điều kiện tải trọng lớn. Để đảm bảo tính chất làm việc tốt, nên dùng phương pháp đúc trong khuôn kim loại hoặc biến tính bằng titan hoặc muối có chứa titan và natri. Hợp kim số 7 tương đương với АЛ19 của Liên Xô là loại hợp kim đúc chịu nóng tốt nhất, thường dùng để đúc các chi tiết làm việc ở nhiệt độ 250 - 300°C.

Hợp kim số 9 (bảng 4.17) tương đương với АЛ10 và АЛ10B dùng để đúc pittông động cơ đốt trong và những chi tiết làm việc ở nhiệt độ cao. Công nghệ đúc có thể trong khuôn cát và cả trong khuôn kim loại. Sau gia công bắt buộc phải nhiệt luyện: nung đến 475-485 °C, làm nguội trong nước 50 - 100°C rồi hoá già ở 205 - 210°C trong 5 - 8 giờ.

Hợp kim 2014 của Mỹ (4,4% Cu + 0,5% Mg + 0,5% Mn + 0,9% Si) được coi là hợp kim nhôm đồng tiêu chuẩn, thường dùng để chế tạo các chi tiết trong máy bay, ô tô.

4.4. HỢP KIM NHÔM MAGIÊ (Al -Mg)

4.4.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức

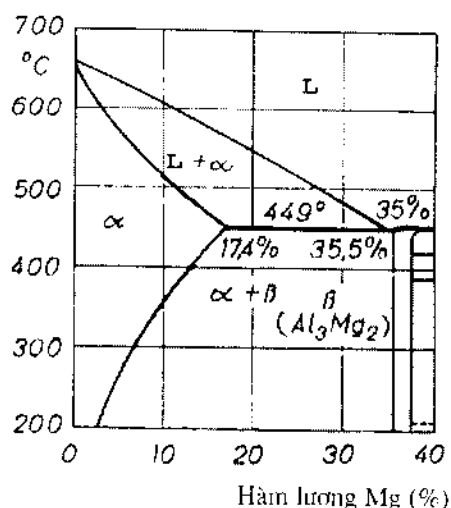
Nhôm cùng magiê có thể tạo thành nhiều hợp chất hoá học phức tạp khi hàm lượng Mg lớn hơn 40%. Tuy nhiên, trong thực tế ít khi dùng đến hàm lượng Mg cao đến như vậy, nên giản đồ trạng thái chỉ xây dựng đến khoảng 40% Mg (hình 4.13).

Trên giản đồ trạng thái, pha α là dung dịch đặc, có độ dẻo cao, lượng Mg hoà tan trong α cao nhất có thể đến 17,4% ở nhiệt độ 449°C. Magiê cùng với nhôm tạo thành

hợp chất γ (Al_4Mg_5), pha này cùng với α tạo thành cùng tinh ở khoảng $450^\circ C$ thành phần khoảng 50% Mg.

Pha β (Mg_2Al_3) là hợp chất hoá học chứa khoảng 35% Mg và có độ cứng đạt 261 HB. Pha β đóng vai trò là pha hoá bền trong hợp kim nhôm-magiê. Khi dùng silic để tăng tính chảy loãng của hợp kim thì tổ chức còn xuất hiện pha Mg_2Si cũng là pha tăng bền cho hợp kim.

Khi dùng các nguyên tố như titan, zirconium làm chất hợp kim hoá hoặc chất biến tính, trong thành phần tổ chức còn có thêm các pha như Al_3Zr , Al_3Ti có tác dụng như những tâm mầm kết tinh làm nhỏ mịn hạt kim loại và nâng cao khả năng chịu mài mòn của hợp kim.



Hình 4.13. Biểu đồ trạng thái hợp kim Al-Mg

Bảng 19. Một số mác hợp kim nhôm-magiê tiêu biểu (tiêu chuẩn Nga)

		Hàm lượng nguyên tố %		
		Si	Mg	Mn
1	АЛ13	0,8 - 1,3	4,5 - 5,5	0,1 - 0,4
2	АЛ28		4,8 - 6,3	0,4 - 1,0
3	АЛ23		6,0 - 7,0	
4	АЛ27		9,5 - 10,5	

4.4.2. Tính chất của hợp kim nhôm-magiê

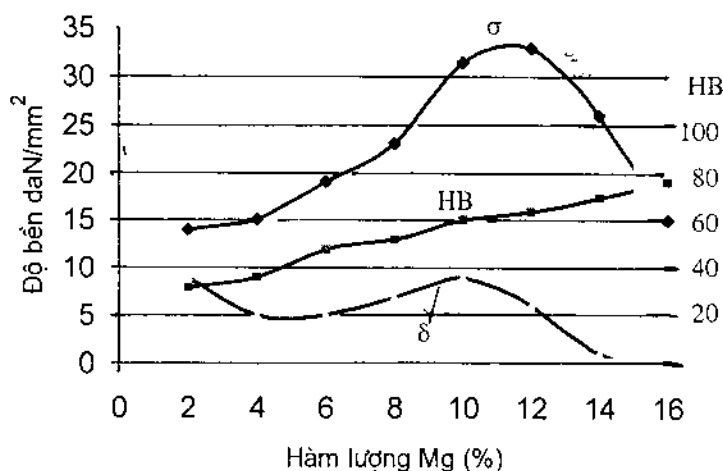
Do khoảng đồng tương đối lớn nên hợp kim Al-Mg rất dễ rỗ xốp và nứt nóng. Hàm lượng magiê càng lớn, càng nhiều tật rỗ xốp và nứt. Kim loại có độ chảy loãng kém nên khó đúc trong khuôn kim loại. Nâng cao độ chảy loãng bằng cách cho thêm silic hoặc kẽm ở hàm lượng cho phép. Hợp kim Al-Mg thích hợp cho công nghệ đúc áp lực. Hợp kim nhóm này có thể biến tính bằng titan, zirconium, bo, mangan hoặc các muối của chúng. Trong nấu luyện nên dùng các muối $MgCl_2$ hoặc $MnCl_2$ để khử oxit và nitrit trong hợp kim lỏng. Cũng do hợp kim có khoảng đồng lớn, khi đông đặc rất dễ bị thiên tích nên hợp kim chỉ có 7% Mg đã xuất hiện cùng tinh. Trong cùng tinh, pha γ rất giòn, làm giảm độ dẻo của hợp kim. Để khắc phục tình trạng này, cần phải tiến hành nhiệt

luyện như ủ đồng đều hoá để thu được dung dịch đặc α thuần nhất thì cơ tính hợp kim tăng lên rõ rệt.

Nhôm cùng magiê có thể tạo thành nhiều hợp chất hoá học phức tạp khi hàm lượng Mg lớn hơn 40%. Tuy nhiên, trong thực tế ít khi dùng đến hàm lượng Mg cao đến như vậy, nên giản đồ trạng thái chỉ xây dựng đến khoảng 40% Mg (hình 4.13).

Trên giản đồ trạng thái, pha α là dung dịch đặc, có độ dẻo cao, lượng Mg hoà tan trong α cao nhất có thể đến 17,4% ở nhiệt độ 449°C. Magiê cùng với nhôm tạo thành hợp chất γ (Al_3Mg_2), pha này cùng với α tạo thành cùng tinh ở khoảng 450°C, thành phần khoảng 50% Mg.

Pha β (Mg_2Al_3) là hợp chất hoá học chứa khoảng 35% Mg và có độ cứng đạt 261 HB. Pha β đóng vai trò là pha hoá bền trong hợp kim nhôm magiê. Khi dùng silic để tăng tính chảy loãng của hợp kim thì tổ chức còn xuất hiện pha Mg_2Si cũng là pha tăng bền cho hợp kim.



Hình 4.13b. Cơ tính của hợp kim phụ thuộc hàm lượng Mg

Bảng 4.20. Thành phần một số mác hợp kim nhôm theo AFS

Hợp kim	Thành phần các nguyên tố, %											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ag	Ti	Sn	Khác
(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)
201.0	0,1	0,15	4,0-5,2	0,2-0,5	0,15-0,55	-	-	-	0,4-1,0	0,15-0,35	-	<0,1

Bảng 4.20 (tiếp theo)

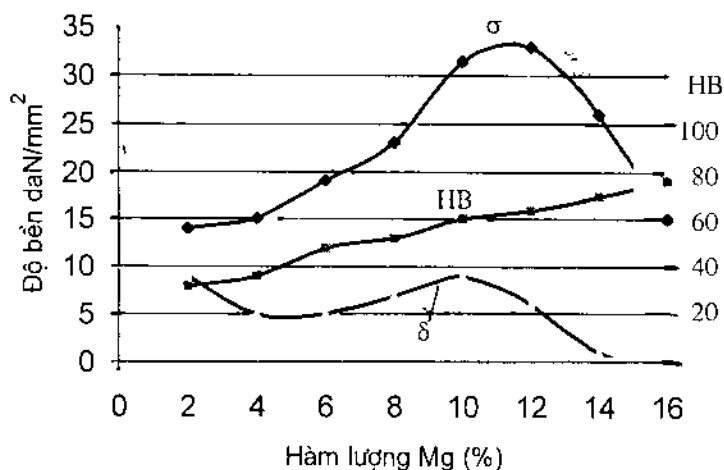
(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)
A206.0	0,05	0,01	4,2-5,0	0,2-0,5	0,15-0,55		0,05	0,1		0,15-0,3	0,05	<0,15
208.0	2,5-3,5	1,2	3,5-4,5	0,5	0,1		0,35	1,0		0,25		<0,5
222.0	2,0	1,5	9,2-10,7	0,5	0,15-0,35		0,5	0,8		0,25		<0,35
242.0	0,7	1,0	3,5-4,5	0,35	1,2-1,8	0,25	1,7-2,3	0,35		0,25		<0,15
295.0	0,7-1,5	1,0	4,0-5,0	0,35	0,03			0,35		0,25		<0,15
296.0	2,0-3,0	1,2	4,0-5,0	0,35	0,05		0,35	0,5		0,25		<0,35
308.0	5,0-6,0	1,0	4,0-5,0	0,5	0,1			1,0		0,25		<0,5
A319.0	5,5-6,5	1,0	3,0-4,0	0,5	0,1		0,35	1,0		0,25		<0,5
333.0	8,0-10,0	1,0	3,0-4,0	0,5	0,05-0,5		0,5	1,0		0,25		<0,5
336.0	11-13	1,2	0,5-1,5	0,35	0,7-1,3		2,0-3,0	0,35		0,25		0,05
A356.0	6,5-7,5	0,2	0,2	0,1	0,25-0,45			0,1		0,2		<0,15
359.0	8,5-9,5	0,2	0,2	0,1	0,5-0,7			0,1		0,2		<0,15
A360.0	9-10	1,3	0,6	0,35	0,4-0,6		0,5	0,5			0,15	<0,25
A390.0	16-18	0,5	4 - 5	0,1	0,45-0,65			0,1		0,2		<0,2
A413.0	11-13	1,3	1,0	0,35	0,1		0,5	0,5			0,15	<0,25
511.0	0,3-0,7	0,5	0,15	0,35	3,5-4,5			0,15		0,25		<0,15
512.0	1,4-2,2	0,6	0,35	0,8	3,5-4,5	0,25		0,35		0,25		<0,15
513.0	0,3	0,4	0,1	0,3	3,5-4,5			1,4-2,2		0,2		<0,15
518.0	0,35	1,8	0,25	0,35	7,5-8,5		0,15	0,15			0,15	<0,25
520.0	0,25	0,3	0,25	0,15	9,5-10,6			0,15		0,25		<0,15
535.0	0,15	0,15	0,05	0,1-0,25	6,2-7,5					0,1-0,25		<0,15
710.0	0,15	0,5	0,35-0,65	0,05	0,6-0,8			6-7		0,25		<0,15
711.0	0,3	0,7-1,4	0,35-0,65	0,05	0,25-0,45			6-7		0,2		<0,15
712.0	0,3	0,5	0,25	0,1	0,5-0,65	0,4-0,6		5,0-6,5		0,15-0,25		<0,2
713	0,25	1,1	0,1-1,0	0,6	0,2-0,5	0,35	0,15	7-8		0,25		<0,25
771.0	0,15	0,15	0,1	0,1	0,8-1,0	0,1-0,2		6,5-7,5		0,1-0,2		<0,15
850.0	0,7	0,7	0,7-1,3	0,1	0,1		0,7-1,3			0,2	5,5-7,0	<0,3
852.0	0,4	0,7	1,7-2,3	0,1	0,6-0,9		0,9-1,5			0,2	5,5-7,0	<0,3
853.0	5,5-6,5	0,7	3-4	0,5						0,2	5,5-7,0	

luyện như ủ đồng đều hoá để thu được dung dịch đặc α thuần nhất thì cơ tính hợp kim tăng lên rõ rệt.

Nhôm cùng magiê có thể tạo thành nhiều hợp chất hoá học phức tạp khi hàm lượng Mg lớn hơn 40%. Tuy nhiên, trong thực tế ít khi dùng đến hàm lượng Mg cao đến như vậy, nên giản đồ trạng thái chỉ xây dựng đến khoảng 40% Mg (hình 4.13).

Trên giản đồ trạng thái, pha α là dung dịch đặc, có độ dẻo cao, lượng Mg hoà tan trong α cao nhất có thể đến 17,4% ở nhiệt độ 449°C. Magiê cùng với nhôm tạo thành hợp chất γ (Al_8Mg_3), pha này cùng với α tạo thành cùng tinh ở khoảng 450°C, thành phần khoảng 50% Mg.

Pha β (Mg_2Al_3) là hợp chất hoá học chứa khoảng 35% Mg và có độ cứng đạt 261 HB. Pha β đóng vai trò là pha hoá bền trong hợp kim nhôm magiê. Khi dùng silic để tăng tính chảy loãng của hợp kim thì tổ chức còn xuất hiện pha Mg_2Si cũng là pha tăng bền cho hợp kim.



Hình 4.13b. Cơ tính của hợp kim phụ thuộc hàm lượng Mg

Bảng 4.20. Thành phần một số mác hợp kim nhôm theo AFS

Hợp kim	Thành phần các nguyên tố, %											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ag	Ti	Sn	Khác
(1)	(2)	(3)	(4)	(5)	(6)	(7)	(8)	(9)	(10)	(11)	(12)	(13)
201.0	0,1	0,15	4,0-5,2	0,2-0,5	0,15-0,55	-	-	-	0,4-1,0	0,15-0,35	-	<0,1

Bảng 4.21. Công dụng và lĩnh vực sử dụng của các hợp kim trên bảng 4.20

201.0	Chi tiết kết cấu, đầu xilanh, pittông, vỏ bơm, vỏ hộp số, chi tiết hộp số hạ cánh máy bay.
A206.0	Vỏ hộp số, cần treo lò xo máy kéo, đầu xilanh, bộ trao đổi nhiệt
208.0	Thân van, ống góp khí cần kín khí
222.0	Chịu mòn, bánh răng, pittông, đầu xilanh làm nguội bằng không khí
242.0	Pittông chịu lực cao, vỏ động cơ máy bay, pittông máy bay và động cơ diesel, đầu xilanh làm nguội bằng không khí
295.0	Chi tiết kết cấu
296.0	Vỏ hộp số, chi tiết điều chỉnh trong máy bay, cần nối máy nén khí, khung ghế ngồi trong ô tô
308.0	Độ bền cao, kín khí tốt
A319.0	Hộp chứa động cơ đốt trong, bồn chứa dầu và khí, đầu xilanh nguội bằng nước, khung máy chữ.
333.0	Chi tiết điều khiển và đo khí, vỏ hộp số, pittông và tấm đế bàn là
A336.0	Pittông diesel tải trọng cao, puli, bánh khía
359.0	Công nghiệp hàng không, độ dẫn dài không đổi ở 150°C
A360.0	Chi tiết động cơ thuyền máy, hộp dụng cụ, tàu biển, máy bay
A390.0	Pittông động cơ đốt trong, thân xilanh, vỏ máy cho máy nén khí, bơm, thân phanh
A413.0	Công nghiệp thực phẩm, sữa, chi tiết cần kín khí, vỏ đèn đường, thiết bị ngành răng, pittông động cơ thủy
511.0	Vật trang trí nghệ thuật
512.0	Dụng cụ gia đình, trong tàu thủy, vật đúc thông dụng
513.0	Trang trí nghệ thuật
518.0	Trang trí nghệ thuật, thùng đựng thực phẩm, dụng cụ gia đình, chịu an mòn và mài mòn
520.0	Bộ điều khiển trong máy bay, khung ghế trong tàu hỏa ô tô, khung ô tô, máy kéo, tấm phanh
535.0	Có thể thay thế gang xám và gang dẻo
710.0	Có thể thay thế cho đồng thanh
711.0	Có thể thay thế cho đồng thanh
712.0	Chi tiết trong ngành biển, máy công cụ đòi hỏi bền cao, chống va đập
713.0	Chi tiết trong ô tô, bơm, xe mooc, thiết bị ngành mỏ
771.0	Ổn định kích thước rất cao
850.0	Bạc lót, đệm cho tàu hỏa
852.0	Như trên
853.0	Như trên

4.4.3. Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất

Hợp kim Al-Mg rất nhạy cảm với Fe và Si do việc hình thành các pha Al_3Fe và Mg_2Si là các pha làm giảm cơ tính và tính chống ăn mòn của hợp kim. Tác dụng của Mg và Si đến việc hoà tan của Mg_2Si là rất khác nhau. Silic không làm ảnh hưởng đến độ

hoà tan của Mg_2Si vào trong dung dịch đặc, nhưng Mg với hàm lượng lớn sẽ đẩy Mg_2Si ra khỏi dung dịch đặc và kết tinh ở trên biên giới hạt. Điều này làm giảm các tính chất của hợp kim và cả tính chịu ăn mòn. Tuy Si có tác dụng tạo pha Mg_2Si nhưng nó còn có tác dụng nâng cao độ chảy loãng của hợp kim. Khi dùng thêm Si trong hợp kim thì thành phần Mg phải giảm đi, thường còn khoảng 4,5 - 5,5%. Với hàm lượng này trong hợp kim sẽ không xuất hiện pha Al_8Mg_5 cho nên hợp kim không cần nhiệt luyện, có thể dùng ngay ở trạng thái đúc. Thành phần của Fe và Si không nên vượt quá 1%.

Berili là nguyên tố có tác dụng hoàn nguyên Al và Mg từ các oxit của chúng do đó có tác dụng làm giảm các tạp chất trong hợp kim. Nhưng Be lại làm thô hạt kim loại, giảm độ dẻo cho nên lượng dùng rất nhỏ.

Đồng có tác dụng tăng bền nóng cho hợp kim nhưng lại làm giảm tính chịu ăn mòn. Hàm lượng Cu nên hạn chế thấp hơn 0,3%. Đôi khi cũng dùng thêm một lượng nhỏ kẽm để nâng cao độ chảy loãng của kim loại.

Một số mác hợp kim tiêu biểu của Nga

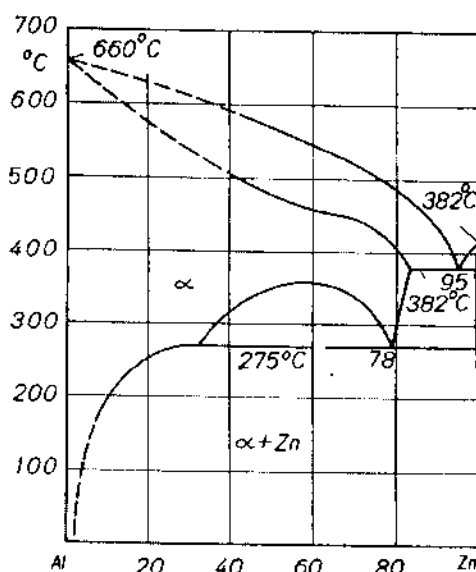
Hợp kim АЛ 8. Đây là hợp kim có thành phần 9,5 - 11,5% Mg, tổng lượng tạp chất không vượt quá 1%, trong đó Fe 0,5% + 0,3% Cu + 0,3% Si còn lại là Zn, Sn và Mn. Hàm lượng đồng và sắt nói trên là giới hạn lớn nhất vì các nguyên tố này đều làm giảm cơ tính và tính chịu ăn mòn của hợp kim. Biện pháp nâng cao tính chất hợp kim là dùng zirconi và titan để biến tính và khử khí. Do magie rất dễ bị oxy hoá cho nên quy trình nấu luyện cần có chất che phủ tốt như các muối cacnatit, huỳnh thạch, axit boric... Hợp kim АЛ8 cũng rất dễ hút khí khi nấu luyện và đúc rót, do vậy cần dùng các biện pháp che phủ khi nấu luyện và hệ thống rót hợp lý. Hợp kim này có thể cải thiện tính chất bằng nhiệt luyện, nung đến 430 - 440°C rồi làm nguội trong nước 80 - 100°C sẽ cho cơ tính cao nhất trong họ hợp kim Al-Mg. Khả năng chịu ăn mòn của hợp kim sẽ được nâng cao khi chi tiết được anốt hoá. Hợp kim АЛ8 khó đúc nên chỉ dùng dùng để đúc các chi tiết máy đơn giản, phụ tùng máy thủy.

Hợp kim АЛ 13. Tương đương với mác G-AlMg5 của Đức. Trong các nguyên tố tạp chất thì chỉ có Si là làm tốt tính chất làm việc của hợp kim. Các biện pháp nấu luyện và biến tính cũng giống như hợp kim АЛ8, tuy nhiên có thể dùng biện pháp thổi khí clo hoặc nitơ để khử khí. Hợp kim АЛ13 không cần nhiệt luyện do hàm lượng Mg = 4,5 - 5,5% đã vượt quá giới hạn hàm lượng Mg cần thiết để hình thành Mg_2Si mà khi Mg đã vượt quá 3% thì độ hoà tan của Mg_2Si vào pha α hầu như bằng 0. Hợp kim АЛ13 dùng để đúc các chi tiết nắp động cơ làm nguội bằng không khí.

4.5. HỢP KIM NHÔM KẼM (Al-Zn)

Kẽm hoà tan rất nhiều ở trong nhôm, ở nhiệt độ 380°C hoà tan tới 84%, nhưng ở nhiệt độ thường chỉ hoà tan khoảng 2%. Đặc điểm của hợp kim Al-Zn là có khoảng đông lớn, co ngót nhiều, dễ nứt nẻ, chịu ăn mòn tốt cả ở trong nước biển. Một đặc điểm nổi bật của hợp kim này là tính tự hoá già trong tự nhiên. Sau khi đúc để hoá già tự nhiên khoảng 10 - 30 ngày, độ bền và độ cứng có thể tăng gấp rưỡi, xấp xỉ bằng tính chất của hợp kim có nhiệt luyện. Khi hoá già, hợp kim tiết ra pha giàu kẽm, làm tăng cơ tính nhưng lại làm kích thước chi tiết thay đổi. Magiê với một lượng nhỏ, có thể làm giảm tốc độ hoá già và do đó phần nào làm tăng bền của hợp kim.

Hợp kim tiêu biểu của nhóm này là **Al11** có thành phần chủ yếu: 11% Zn + (6 - 8)% Si + (0,1 - 0,3)% Mg + (0,8 - 1,2)% Fe + 0,5% Mn + 0,6% Cu, còn lại là nhôm. Hợp kim có tính đúc rất tốt, cơ tính ở trạng thái đúc cao. Khi ở nhiệt độ thấp, từ pha α sẽ tiết ra pha β có thành phần giống như Zn nguyên chất vì Al hoà tan trong Zn rất ít. Hàm lượng Zn càng tăng, tỷ trọng của hợp kim cũng tăng, tính đúc càng giảm, hợp kim càng dễ bị nứt nẻ tuy độ bền có tăng chút ít nhưng độ dẻo lại giảm nhiều. Để khắc phục những nhược điểm trên, thường cho thêm Si trong thành phần, bởi vậy hợp kim này còn có tên là silumin chứa kẽm. Các biện pháp xử lý silumin đều có thể áp dụng cho hợp kim này. Tổ chức nền của hợp kim silumin chứa kẽm có ba pha chính: dung dịch đặc α , tinh thể Si và tinh thể Zn. Cùng tinh ba pha xuất hiện ở 381°C (5,1% Al; 0,05% Si; 94,85% Zn). Hợp kim có tính đúc tốt vì chứa nhiều cùng tinh Al-Si, cơ tính cao vì dung dịch đặc chứa nhiều Zn tinh thể. Hợp kim cũng không cần nhiệt luyện do có quá trình tự tôi trong khuôn khi nguội và cũng có khả năng tự hoá già trong 20 - 30 ngày. Bởi vậy đây là hợp kim có cơ tính ở trạng thái đúc cao nhất trong họ hợp kim nhôm.



Hình 4.15. Biểu đồ trạng thái hợp kim Al-Zn

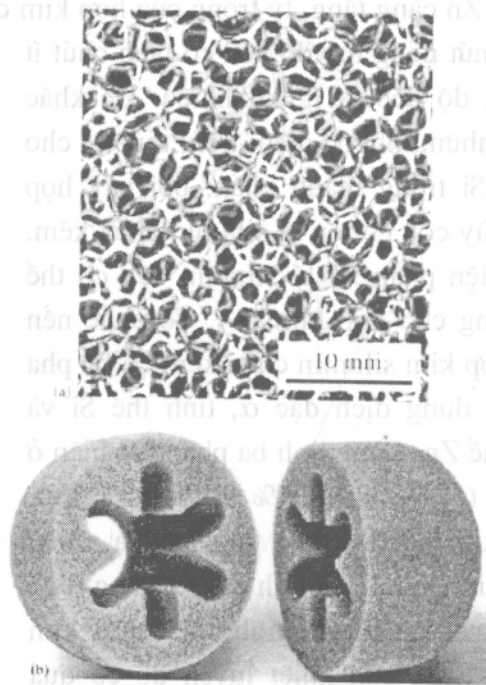
Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất: Sắt, mangan và magiê đều làm tăng giới hạn bền, giảm giới hạn dẻo. Đồng nhỏ hơn 1% cũng làm tăng giới hạn bền song độ dẻo không thay đổi nhưng lại làm giảm tính chịu ăn mòn.

Công dụng: Do có cơ tính cao nên thường dùng A111 để đúc những vật đúc lớn, hình dạng phức tạp, chịu tải trọng tĩnh lớn. Có thể đúc trong khuôn cát và trong khuôn kim loại. Do kẽm hoà tan rất tốt trong nhôm và hợp kim có tính tự tôi, tự ủ nên có thể dùng nhôm phế liệu để làm vật liệu trong hợp kim mà tính đúc vẫn đảm bảo.

4.6. NHÔM BỘT

Trong công nghiệp tái chế kim loại nhất là tái chế hợp kim nhôm và compozit nền nhôm, vấn đề quan trọng đặt ra cho loại nhôm thứ cấp đó chính là, mục đích, đối tượng sử dụng và công nghệ sản xuất. Đối với vật liệu compozit nền nhôm, vấn đề tách vật liệu tăng cường ra khỏi vật liệu nền là vô cùng khó khăn. Với mục đích này, có thể dùng công nghệ quay ly tâm hoặc giữ nhiệt trong thời gian dài để tách vật liệu tăng cường. Hiệu quả của cả hai phương pháp tách đều không hoàn toàn triệt để, sản phẩm thu được cũng không thể dùng vào việc chế tạo những chi tiết có chất lượng cao.

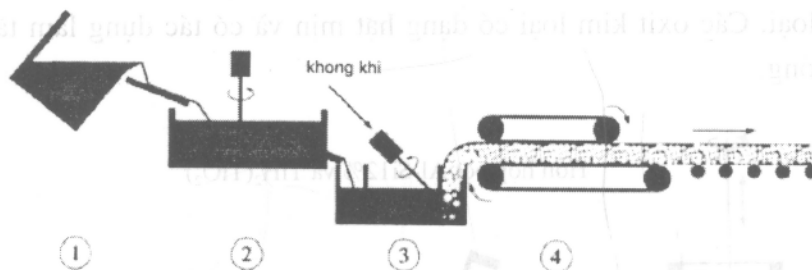
Với những công nghệ hiện đại, người ta dùng nhôm phế thải đó vào việc chế tạo một loại vật liệu có tính năng đặc biệt và có tên gọi là nhôm bọt (aluminium foam). Bọt kim loại có thể chế tạo bằng hai cách: (1) tìm cách đưa các lỗ xốp vào trong kim loại ban đầu không có lỗ xốp và (2) lắp ghép các hạt vật liệu ban đầu đã chia nhỏ theo một trình tự nhất định mà cách lắp ghép đó tạo vật liệu có độ xốp cao. Nhóm công nghệ (1) bản thân nó đã có sức thuyết phục hơn về mặt kinh tế so với nhóm công nghệ (2). Đây là thực tế vì công nghệ (1) dựa trên nguyên lý xử lý kim loại lỏng và nó có thể xử lý liên một lúc một khối lượng lớn kim loại lỏng và xử lý được ngay cả khi có mặt của các vật lẫn xuất phát từ vật có sẵn của chất trợ dung hoặc từ những kỹ thuật tinh luyện khác.



Hình 4.16.

(a) Ảnh hiển vi quang học và (b) buồng nạp chất nổ đẩy của động cơ tên lửa nhiên liệu rắn chế tạo bằng nhôm bọt lỗ xốp thông nhau

Để tạo bột kim loại lỏng một cách có hiệu quả, chất khí được đưa vào kim loại lỏng bằng cách nào đó sao cho pha rắn hình thành có số lượng lỗ xốp khá nhiều. Ngoài ra, vật liệu còn có yêu cầu là các lỗ xốp phải được phân bố đều đặn trong không gian và có lẽ cũng cần phải đưa ra một số tiêu chuẩn giới hạn về kích thước và hình dáng của các lỗ xốp.



Hình 4.17. Sơ đồ chế tạo nhôm bột bằng phương pháp phun khí
1) Thùng rót; 2) Gầu giữ nhiệt; 3) Thùng tạo bột; 4) băng tải dúc

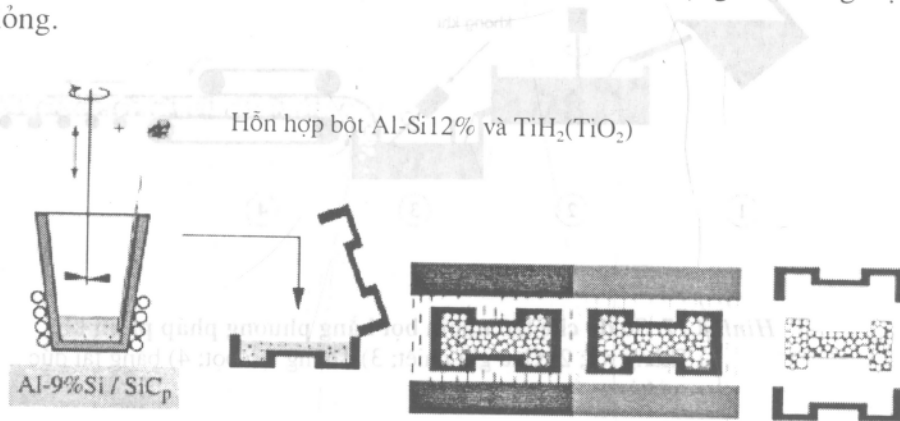
a) Phương pháp xử lý kim loại lỏng

Phương pháp đơn giản nhất để chế tạo bột kim loại là phun chất khí vào trong kim loại lỏng và sau đó là điều khiển kim loại đông đặc theo cách nào đó mà các bọt khí đã hình thành sẽ bị giữ lại trong kim loại. Vấn đề khó khăn nhất của công nghệ này là làm thế nào để các bọt khí được phân bố đều đặn và làm thế nào để hạn chế các bọt khí thoát ra qua bề mặt tự do. Vấn đề này được khắc phục bằng cách bổ sung một số hạt chịu lửa vào trong hợp kim lỏng như Al_2O_3 , TiB_2 , ZrO_2 hoặc SiC . Mục đích cho các hạt vật liệu chịu nhiệt vào hợp kim lỏng là để các hạt này sẽ dính bám vào bề mặt khí-lỏng phía bên trong bọt khí, làm ổn định kích thước bọt và làm chậm đi đến hạn chế sự chuyển động và sự tụ tập của các bọt khí. Kích thước bọt khí được khống chế bằng cách điều chỉnh tốc độ thổi khí, thiết kế bánh công tác (số lượng đầu thổi và kích thước của chúng) và tốc độ quay của bánh công tác. Kim loại đã tạo bột được hút lên một băng tải và đông đặc ở trên đó (hình 4.17).

b) Dùng chất tạo khí

Điều hạn chế cơ bản của phương pháp phun không khí vào chất lỏng là kích thước bọt khí tương đối lớn tạo ra ở một số ít khu vực cụ thể. Có nghĩa là, các bọt khí rất thô, phân bố không theo một quy tắc nào và việc sản xuất các chi tiết có hình dáng phức tạp sẽ rất khó khăn. Khắc phục điều này, phải điều chỉnh sao cho nhiều bọt khí được tạo ra và phát triển trong lòng kim loại lỏng như là kết quả của một phản ứng hoá học hoặc

kết quả của một quá trình phân hủy nhiệt, ở đây chính là các tác nhân ở dạng hạt để tạo khí như TiH_2 hoặc ZrH_2 . Ngoài hai tác nhân chính này ra, còn có thể sử dụng các loại muối sunfat hoặc cacbonat hoặc các tác nhân có chứa nước để làm chất tạo khí. Các tác nhân này được trộn với kim loại lỏng có chứa các nguyên tố hợp kim hoá mạnh (Mg, Ti, Mn). Khi cho thêm các hạt chứa nước vào trong kim loại lỏng, nước sẽ được giải phóng ở dạng hơi, hơi này sẽ phản ứng với các nguyên tố hợp kim để hình thành khí hydro và oxit kim loại. Các oxit kim loại có dạng hạt mịn và có tác dụng làm tăng độ nhớt của kim loại lỏng.



Hình 4.18. Sơ đồ mô tả công nghệ sản xuất kim loại bột nhờ khí

c) Phương pháp oxy hoá ưu tiên

Dùng 1% canxi cho vào nhôm lỏng rồi rung mạnh. Dưới tác dụng của lực rung, canxi có ái lực rất mạnh với oxy sẽ tác dụng cùng với nhau để tạo thành các hạt mịn CaO hoặc CaAl_2O_4 . Các hạt này có tác dụng làm tăng độ nhớt của kim loại lỏng. Cho tiếp 1,6% bột TiH_2 vào rồi rót khuôn. Trong khuôn, TiH_2 sẽ bị phân hủy nhiệt hoặc tham gia phản ứng oxi hoá khử tạo khí, hình thành bọt trong kim loại lỏng. Cho nhôm bột đông đặc với tốc độ cao bằng cách phun không khí vào khuôn sẽ thu được nhôm bột.

d) Phương pháp bột kim loại

Việc sản xuất kim loại bột từ kim loại bột (nhôm và hợp kim nhôm) và các nhân tố tạo bọt dạng hạt (TiH_2 , ZrH_2 và CaCO_3) đã được nghiên cứu từ lâu. Kim loại và tác nhân tạo bọt được trộn cùng nhau, ép nguội thành bánh sau đó ép đùn ở $400 - 480^\circ\text{C}$. Tác nhân tạo bọt lúc đó sẽ được phân bố đều đặn và găm chặt trong nền kim loại. Quá trình ép đùn có tác dụng làm vỡ các màng oxit trên bề mặt các hạt bột kim loại, tạo điều kiện cho quá trình đông đặc dễ dàng hơn. Sản phẩm thu được có thể coi là phôi. Sau đó

dem nung phối lên nhiệt độ bằng hoặc cao hơn nhiệt độ nóng chảy. Nhân tố tạo bọt sẽ tác dụng với kim loại lỏng, giải phóng chất khí và tạo bọt.

Đối với composit Al-9Si-0,5Mg + 10% SiC, dùng chất tạo bọt là 1,5% TiH_2 chế tạo bằng phương pháp khuấy đảo đều ở pha lỏng. Làm nguội. Sau đó nung đến 635°C với khoảng thời gian nung khác nhau để xem xét hiệu quả tạo bọt (340 và 880 giây). Kết quả thu được là: khi nung 340 giây, độ xốp đạt được 79%; kích thước lỗ xốp trung bình 2,5 mm. Khi nung 880 giây, độ xốp chiếm 82% và kích thước lỗ xốp 2,8 mm. Có thể rút ra những kết luận: Để làm nhỏ và đồng đều các lỗ xốp trong nhôm bọt, cần phải tập trung vào làm ổn định bề mặt hạt tạo bọt và giảm thiểu sự khác biệt về áp suất giữa bề mặt và cạnh của lỗ xốp, có nghĩa là cần tối ưu hoá dạng hạt vật liệu tạo bọt và tối ưu hoá tính chất hoá lý bề mặt các lỗ xốp.

Chương 5

ĐỒNG ĐÚC

5.1. ĐỒNG VÀ HỢP KIM ĐỒNG

5.1.1. Tính chất của đồng nguyên chất

Đồng nguyên chất hay còn gọi là đồng đỏ có cơ tính thấp: độ bền 23 - 24 daN/mm², độ dẫn dài đến 60%, độ cứng 40 - 50 HB. Một số tính chất của đồng đỏ:

Trọng lượng riêng: 8960 kg/m³

Nhiệt độ nóng chảy: 1083°C

Hệ số dẫn nhiệt: 395 W/m.độ

Điện trở riêng: $0,0175 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot m$.

Trong tự nhiên, đồng cũng tồn tại ở dạng nguyên chất. Trong kỹ thuật đồng được sản xuất từ quặng đồng. Ngay ở nhiệt độ thường trong không khí ẩm, đồng nguyên chất tác dụng với oxy tạo lớp oxit đồng Cu₂O làm cho đồng có màu đỏ sẫm và bảo vệ cho đồng không bị oxy hoá tiếp tục. Trong quá trình sản xuất, nếu tinh luyện không tốt, đồng dễ hút oxy và tạo thành Cu₂O trong cùng tinh dạng lấm tấm rất dễ nhận biết trên tổ chức tế vi. Nếu đem hợp kim này ủ trong môi trường hoàn nguyên sẽ xảy ra phản ứng:



Kết quả là đồng đỏ bị nứt. Hiện tượng này còn gọi là bệnh hydro của đồng.

Bản chất quá trình sản xuất đồng là quá trình hoàn nguyên các loại quặng oxit hoặc sunfit, bởi vậy, trong thành phần đồng đỏ thường có lẫn các sunfit, thí dụ Cu_2S . Đây là pha giòn và rắn, làm giảm rất mạnh khả năng dẫn điện và dẫn nhiệt của đồng đỏ. Mặt khác, sunfit này cùng với Cu tạo thành cùng tinh có nhiệt độ nóng chảy ở 1067°C , làm cho đồng dễ bị bở nóng ở nhiệt độ cao.

Đồng đỏ khó đúc do có hệ số co thể tích khá lớn (4%), dễ nứt, hút khí nhiều, dễ rỗ, cơ tính thấp nên không dùng để chế tạo các chi tiết máy mà chỉ dùng để chế tạo dây dẫn và thanh cái dẫn điện, các tấm điện phân...

5.1.2. Phân loại đồng và hợp kim đồng

Bảng 5.1. Thành phần, công dụng và ký hiệu một số đồng đỏ

	Tập chất, %						Công dụng
	Cu	Bi	Pb	O	P	Tổng	
Cu 99,99	99,99	0,0005	0,001		0,001	0,01	Dây dẫn điện
Cu 99,97	99,97	0,001	0,004		0,002	0,03	Dây dẫn, chế tạo hợp kim
Cu 99,95	99,95	0,001	0,004	0,02	0,002	0,05	Chế tạo hợp kim đúc
Cu 99,90	99,90	0,001	0,005	0,05		0,01	Chế tạo hợp kim đúc
Cu 99,90P	99,90	0,001	0,005	0,01	0,04	0,1	Như trên

Người ta ít dùng đồng đỏ trong kỹ thuật mà phải thêm một số nguyên tố hợp kim để cải thiện các tính chất của đồng. Dựa theo công dụng có thể chia các nguyên tố hợp kim thành các nhóm sau:

- Các nguyên tố tạo thành dung dịch rắn: Zn, Sn, Al và Si.
- Các nguyên tố tạo hợp kim có thể biến cứng bằng hoá già: Be, Zr và Cr.
- Các nguyên tố hợp kim đồng phân: Pb, Te và Se.
- Các nguyên tố khử oxy: Li, Na, Mg, B, Al, Si và P.

Hợp kim của đồng với kẽm gọi là *đồng thau*. Đồng thau gồm hai loại. Đồng thau đơn giản chỉ chứa đồng và kẽm; Đồng thau hợp kim, ngoài kẽm là nguyên tố chính còn có các nguyên tố hợp kim khác. Tiêu chuẩn Việt Nam TCVN 1959-75 ký hiệu đồng

thau theo quy định sau: bắt đầu bằng chữ L, tiếp theo là Cu, Zn rồi đến các nguyên tố hợp kim. Thành phần các nguyên tố (trừ Cu) viết ngay sau ký hiệu nguyên tố đó. Thí dụ, LCuZn30. Ký hiệu của Liên Xô cũ theo nguyên tắc, bắt đầu bằng chữ Л (ЛАТУН), tiếp theo là các nguyên tố hợp kim và sau cùng là thành phần các nguyên tố. Thí dụ, ЛАЖМц 66-6-3-2, có nghĩa là, đồng thau chứa 66% Cu; 6% Al; 3% Fe và 2% Mn còn lại là kẽm.

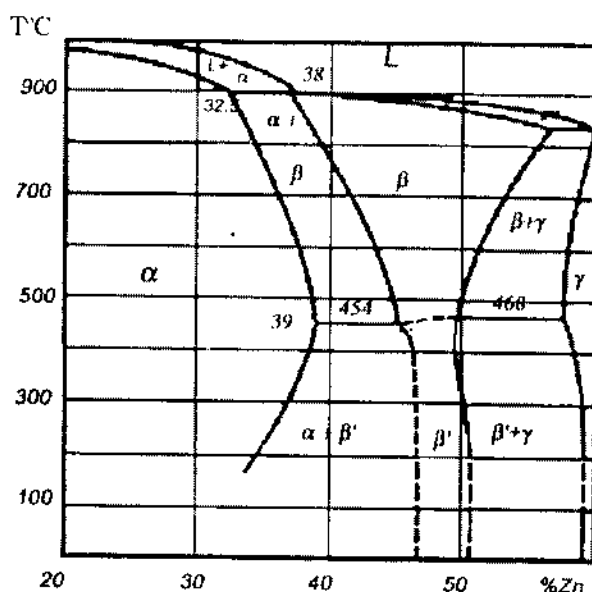
Hợp kim của đồng và thiếc gọi là *đồng thanh*. Hợp kim của đồng và các nguyên tố khác (trừ Zn và Sn) gọi là đồng thanh không thiếc. Ký hiệu theo tiêu chuẩn Việt Nam như sau: bắt đầu bằng chữ B, tiếp sau là Cu và kế tiếp là các nguyên tố hợp kim khác đi cùng với thành phần tương ứng. Thí dụ, BCuAl9Mn2Đ có nghĩa là đồng thanh nhôm 19%, 2% Mn ở trạng thái đúc (Đ). Theo Liên Xô cũ, thí dụ, БрОЦС. 3-12-5 là đồng thanh 3% Sn; 12% Zn; 5% Pb.

5.2. ĐỒNG THAU

5.2.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức

Nhờ có tính chất cơ học và tính chất công nghệ cao mà hợp kim Cu-Zn là một trong những hợp kim phổ biến nhất trong các hợp kim đồng. Hình 5.1 là giản đồ trạng thái Cu-Zn. Vùng dung dịch rắn α ở nhiệt độ 455°C có thể hoà tan đến 39% Zn. Tất cả hợp kim trong vùng dung dịch rắn α đều rất dẻo, có thể hàn và gia công bằng áp lực ở cả trạng thái nóng và nguội.

Pha β nằm phía trên đường giới hạn (nét đứt) ở 454 - 468°C là dung dịch rắn không trật tự trên cơ sở hợp chất hoá học CuZn và các nguyên tử đồng và kẽm phân bố không theo nguyên tắc nào cả. Khi nhiệt độ giảm xuống dưới nhiệt độ này các nguyên tử sẽ được sắp xếp lại thành ô mạng của pha β' . Trong pha β' , các nguyên tử Zn nằm ở tâm khối lập phương, các nguyên tử



Hình 5.1. Giản đồ trạng thái hai nguyên Cu-Zn

Cu nằm ở xung quanh. Việc thay đổi cấu trúc như trên (chuyển biến pha β từ trạng thái không trật tự thành có trật tự) làm cho tính dẻo của hợp kim giảm đột ngột, khó có thể tiến hành gia công áp lực ở trạng thái nguội.

Pha γ hình thành trên cơ sở hợp chất điện tử Cu_5Zn_8 . Vùng tồn tại của pha này khá rộng, từ $60 \div 70\%$. Pha này có mạng là mạng lập phương phức tạp và rất giòn.

Đồng thau chứa trên 39% Zn có tổ chức hai pha $\alpha + \beta$ hoặc tổ chức một pha β . Những hợp kim này có tính dẻo thấp và chỉ có thể gia công bằng áp lực ở trạng thái nóng.

Trong chế tạo máy chỉ dùng hai loại: đồng thau α (đồng thau một pha có hàm lượng Zn dưới 39%) và đồng thau hai pha có 39 - 46% Zn. Đồng thau một pha dẻo, dễ gia công áp lực. Đồng thau hai pha bền hơn nhưng kém dẻo. Lượng pha β càng nhiều, hợp kim càng bền. Hợp kim này thường dùng ở trạng thái đúc.

Cấu trúc, có nghĩa là thành phần pha, kích thước và hình dáng hạt hợp kim là những thông số có vai trò rất quan trọng trong quá trình gia công tiếp theo. Trong đồng thau 2 pha, nếu pha α phân bố đều trên nền cơ bản của tinh thể β có dạng hình góc cạnh thô thì đồng thau sẽ có tính dẻo tốt hơn đồng thau mà trong đó pha α tiết ra ở dạng vật lẫn hình cầu mịn nằm riêng rẽ.

5.2.2. Ảnh hưởng của các nguyên tố hợp kim đến tính chất của đồng thau

Tốc độ kết tinh của đồng thau phụ thuộc rất nhiều vào thành phần hoá học của hợp kim. Nâng cao hàm lượng kẽm, nhiệt độ bắt đầu kết tinh của pha α giảm đi. Khi ủ đồng thau biến dạng hai pha, pha α bắt đầu kết tinh lại ở 300°C . Tuy nhiên pha β ở điều kiện này lại hoàn toàn không thay đổi và nhiệt độ kết tinh của pha β xảy ra ở nhiệt độ cao hơn.

Quá trình chuyển biến pha dưới tác dụng của các nguyên tố hợp kim được xác định bằng hàm lượng kẽm tương đương theo công thức thực nghiệm:

$$X = \frac{A + \sum C_i n_i}{A + B + \sum C_i n_i} \quad (5.2)$$

trong đó: A - hàm lượng Zn có trong hợp kim, %; B - hàm lượng Cu trong hợp kim, %; C_i - hàm lượng nguyên tố thứ i, %; n_i - đương lượng kẽm, lấy bằng 10 - 12 với Si; 6 với Al; 2 với Sn; 1 với Pb; 0,9 với Fe; 0,5 với Mn và 1,4 với Ni.

Thí dụ: đồng thau $\text{LCuZn}_{24}\text{Si}_3\text{Pb}_3$ có 24% Zn nhưng hàm lượng kẽm tương đương là:

$$X = \frac{24 + 3.10 + 3.1}{24 + 80 + 3.10 + 3.1} = \frac{60}{140} = 43\%$$

Như vậy hàm lượng kẽm tuy nhỏ nhưng có thêm silic và chì nên hợp kim vẫn nằm trong vùng đồng thau hai pha.

Nhôm không có ảnh hưởng xấu đến tính chất của đồng thau. Trong một số đồng thau còn cho thêm một lượng khoảng 0,5% Al để làm giảm sự cháy hao của Zn, vì trong quá trình nấu, bề mặt bề kim loại được che phủ bởi một lớp màng oxit nhôm làm cho kẽm không thể bay hơi lên được.

Sắt ngăn cản quá trình kết tinh và làm nhỏ mịn hạt của đồng thau. Khi hàm lượng Fe lớn hơn 0,03%, đồng thau sẽ có từ tính, bởi vậy với những đồng thau dùng chế tạo những chi tiết không nhiễm từ phải hạn chế hàm lượng Fe nhỏ hơn 0,03%. Sắt có tác dụng nâng cao tính bền và tính chịu ăn mòn của đồng thau mangan, niken và đồng thau nhôm. Với đồng thau silic thì Fe có ảnh hưởng xấu vì nó làm giảm cơ tính và tính chịu mài mòn.

Các nguyên tố mangan và niken hầu như không làm ảnh hưởng nhiều đến tính chất đồng thau. **Silic** có làm cho đồng thau dễ hàn hơn và có khả năng chống lại nứt do ăn mòn.

Antimon, chì và lưu huỳnh là những tạp chất có hại trong đồng thau. Antimon làm cho đồng thau dễ bị nứt cả ở trạng thái biến dạng nóng và cả ở trạng thái biến dạng nguội, đồng thời còn làm cho đồng thau dễ bị nứt do ăn mòn. Chì hoà tan rất ít trong đồng thau, ít hơn 0,1%, dưới kính hiển vi điện tử, các hạt chì này có dạng mịn, màu tối. Chì làm giảm tính dẻo của pha α ở nhiệt độ cao do nó kết tinh ở dạng nguyên tố Pb trong hợp kim. Hàm lượng chì giới hạn nhỏ hơn 0,03%.

Photpho hoà tan rất ít trong đồng ở trạng thái rắn. Photpho với hàm lượng nhỏ lại có tác dụng nâng cao tính chất cơ học và làm nhỏ mịn hạt đồng thau ở trạng thái đúc. Nhưng đối với hợp kim biến dạng thì nó lại là nguyên tố nâng cao tốc độ lớn lên của tâm mầm kết tinh. Đối với đồng thau thì tác dụng khử oxy của photpho không có hiệu quả vì kẽm là nguyên tố khử oxy mạnh hơn photpho rất nhiều.

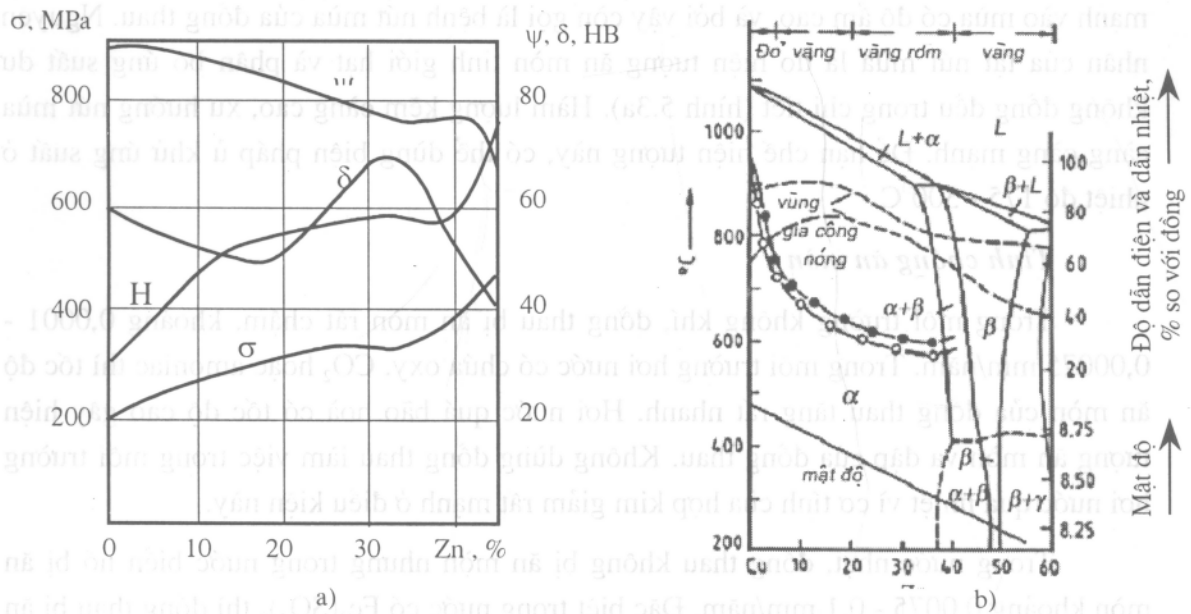
5.2.3. Tính chất của đồng thau

Tính đúc

Đồng thau có khoảng đông hẹp, co tập trung. Vì hợp kim có hàm lượng Zn cao nên nhiệt độ nóng chảy thấp, độ chảy loãng tốt, dễ đúc. Do kẽm có nhiệt độ sôi thấp

(967°C) nên khi nấu, kẽm bay hơi mạnh, do đó hợp kim được tinh luyện và khử khí rất tốt. Tuy nhiên, do hiện tượng bay hơi của kẽm mà thành phần hợp kim cũng khó ổn định.

Màu tự nhiên của hợp kim



Hình 5.2. Cơ tính và màu sắc của đồng thau

Để nâng cao cơ tính của đồng thau sau đúc, có thể dùng biện pháp biến tính. Các nguyên tố biến tính cho đồng thau có thể dùng: < 0,05% V; 0,02% (V+B) hoặc 0,05% (Ti+B).

Cơ tính

Tính chất của đồng thau phụ thuộc chủ yếu vào thành phần kẽm. Khi tăng hàm lượng kẽm cả độ bền và độ dẫn dài đều tăng. Độ dẫn dài cực đại ứng với 30 - 32% Zn sau đó giảm rất nhanh do bắt đầu xuất hiện pha β . Độ bền cũng tăng theo hàm lượng kẽm và đạt cực đại ở 45 - 47%, hơi lệch so với cực đại của độ dẫn dài. Tính chất đồng thau phụ thuộc rất mạnh vào nhiệt độ, thông thường ở vùng nhiệt độ 250 - 700°C, độ dẻo của đồng thau giảm nhiều, có thể giảm đến 50% so với ban đầu. Do vậy khi gia công áp lực cần tránh nhiệt độ này.

Một số đồng thau đơn giản còn có tính siêu dẻo. Thí dụ LCuZn41 ở khoảng 400°C có tính siêu dẻo với độ dẫn dài 500 - 600%, nếu kết hợp với một số biện pháp kỹ thuật khác có thể nâng độ dẫn dài đến 800 - 1000%.

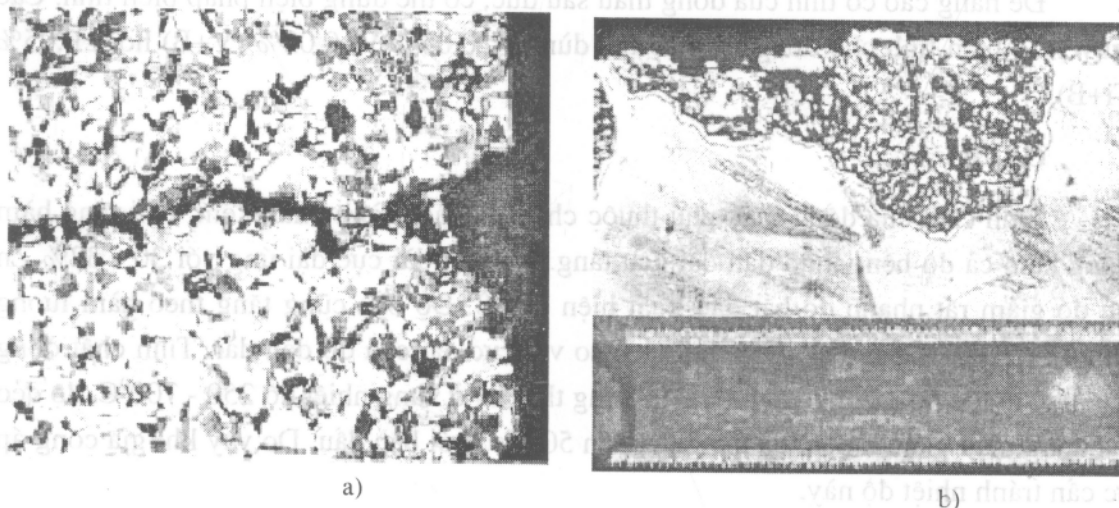
Màu sắc của đồng thau phụ thuộc vào thành phần kẽm. Khi tăng kẽm, đồng thau chuyển từ màu đỏ sang vàng rồi màu vàng sậm rồi lại màu vàng tươi (hình 5.2b). Mật độ của hợp kim giảm khi tăng hàm lượng kẽm.

Các sản phẩm bằng đồng thau làm việc trong môi trường không khí ẩm, có chứa amoniac, muối amoni, sản phẩm có chứa khí lưu huỳnh thường rất hay bị nứt, nứt rất mạnh vào mùa có độ ẩm cao, và bởi vậy còn gọi là bệnh nứt mùa của đồng thau. Nguyên nhân của tật nứt mùa là do hiện tượng ăn mòn tinh giới hạt và phân bố ứng suất dư không đồng đều trong chi tiết (hình 5.3a). Hàm lượng kẽm càng cao, xu hướng nứt mùa càng càng mạnh. Để hạn chế hiện tượng này, có thể dùng biện pháp ủ khử ứng suất ở nhiệt độ 175 - 300°C.

Tính chống ăn mòn

Trong môi trường không khí, đồng thau bị ăn mòn rất chậm, khoảng 0,0001 - 0,00075 mm/năm. Trong môi trường hơi nước có chứa oxy, CO_2 hoặc amoniac thì tốc độ ăn mòn của đồng thau tăng rất nhanh. Hơi nước quá bão hoà có tốc độ cao gây hiện tượng ăn mòn va đập của đồng thau. Không dùng đồng thau làm việc trong môi trường hơi nước quá nhiệt vì cơ tính của hợp kim giảm rất mạnh ở điều kiện này.

Trong nước nhạt, đồng thau không bị ăn mòn nhưng trong nước biển nó bị ăn mòn khoảng 0,0075 - 0,1 mm/năm. Đặc biệt trong nước có $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ thì đồng thau bị ăn mòn mãnh liệt. Các dung dịch chứa muối clo, iot, muối $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$, axit H_2CrO_4 , axit béo hữu cơ đều làm cho đồng thau bị ăn mòn rất mạnh đến mức có thể tăng 200 đến 250 lần



Hình 5.3. Nứt do ăn mòn ứng suất a) và ăn mòn thoát kẽm b)

so với điều kiện thường. Các loại khí khô, thí dụ clo, brom, flo, clorua cacbon... không có ảnh hưởng đến độ ăn mòn của đồng thau nhưng trong các loại khí đó chỉ cần có thêm hơi nước thì khả năng chịu ăn mòn của đồng thau sẽ giảm đi khoảng 70% hoặc hơn nữa. Trong môi trường kiềm không khuấy trộn, đồng thau bị ăn mòn 0,5 mm/năm nhưng nếu có sự không khí và ở nhiệt độ cao thì tốc độ ăn mòn có thể lên đến 1,8 mm/năm. Đặc biệt trong dung dịch amoniac thì tốc độ này có thể đạt 6 mm/năm.

Đồng thau chịu ăn mòn tốt trong các dung môi hữu cơ như metanol, etanol, etylenglycol, clorua etyl, clorua metyl, freon (CF_2Cl_2), bởi vậy dùng đồng thau để chế tạo các chi tiết làm việc trong môi trường có các khí nói trên, thậm chí các khí đó có chứa cả độ ẩm.

Không nên sử dụng đồng thau làm các chi tiết khi làm việc có tiếp xúc với nhôm, sắt, kẽm vì chúng rất dễ bị phá hủy do hiện tượng chênh lệch về thế hoá ăn mòn của các nguyên tố nói trên. Đồng thau nhiều kẽm làm việc trong môi trường điện ly rất dễ bị ăn mòn tinh giới (hay còn gọi là ăn mòn thoát kẽm, hình 5.3b). Trong đồng thau, tính chống ăn mòn thoát kẽm càng giảm khi hàm lượng Zn càng tăng, vì khi đó lượng pha β xuất hiện càng nhiều. Trong trường hợp này pha β đóng vai trò anot còn pha α đóng vai trò catot. Sự ăn mòn điện hoá sẽ xảy ra khi xuất hiện hai pha nói trên. Tuy nhiên, có thể hạn chế hiện tượng trên khi cho thêm một lượng nhỏ asen, cỡ 0,05%.

5.2.4. Một số mác đồng thau tiêu biểu

a. Đồng thau đơn giản

Đây là hợp kim của đồng và kẽm, các nguyên tố khác được coi là tạp chất và hàm lượng của chúng rất nhỏ. Bảng 5.2 cho thành phần một số hợp kim đơn giản.

Đồng thau LCuZn4 có tính chống ăn mòn rất cao, không có khuynh hướng nứt do ăn mòn. Hợp kim có cơ tính và tính đúc khá tốt, có thể gia công bằng áp lực cả ở trạng thái nóng và trạng thái nguội. Thường dùng hợp kim này để chế tạo các chi tiết dạng ống của thiết bị ngưng tụ hoặc thiết bị tản nhiệt.

LCuZn10 có tính chất cơ học và tính chống ăn mòn cao, chịu gia công bằng áp lực cả ở trạng thái nóng và trạng thái nguội, bởi vậy thường được dùng để chế tạo các chi tiết bimetal nhiệt hoặc mạ tráng kim loại. Hợp kim này có màu vàng rất ưa nhìn nên cũng được dùng để chế tạo các chi tiết đánh dấu, mắt gió lò, các chi tiết nghệ thuật.

LCuZn15 cũng có cơ tính và tính chịu ăn mòn tốt, có thể gia công áp lực ở cả trạng thái nóng và trạng thái nguội. Thường dùng để chế tạo các chi tiết ống xiphông, ống mềm, chi tiết trong thiết bị lạnh, các ống của thiết bị ngưng tụ.

Bảng 5.2 Thành phần một số đồng thau đơn giản

	Cấu tử, %		Tập chất, %					
	Cu	Zn	Pb	Fe	Sb	Bi	P	Tổng
LCuZn4	95 - 97	còn lại	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,2
LCuZn10	88 - 91	còn lại	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,2
LCuZn15	84 - 86	còn lại	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,3
LCuZn20	79 - 81	còn lại	0,03	0,1	0,005	0,002	0,01	0,3
LCuZn25	75	còn lại	0,03	0,2	0,005	0,002		0,3

LCuZn20 cũng có cơ tính và tính chịu ăn mòn tốt, có thể gia công áp lực ở cả trạng thái nóng và trạng thái nguội. Dùng đồng thau này để chế tạo dây đồng, ống có thành dày, tấm và băng, các tấm lưới lọc trong công nghiệp giấy và công nghiệp tấm lọc, hộp gió và một số chi tiết khác.

b. Đồng thau phức tạp

Đồng thau nhôm

Nhôm có tác dụng làm tăng độ bền, độ cứng và khả năng chịu ăn mòn nhưng lại làm giảm độ dẻo của đồng thau. Do đương lượng kẽm của nhôm khá lớn nên khi cho nhôm vào đồng thau, khu vực α và $\alpha + \beta$ chuyển dịch về phía giàu đồng, bởi vậy không nên dùng lượng nhôm quá lớn vì như vậy trong hợp kim dễ sinh pha γ làm cho hợp kim giảm cơ tính. Hàm lượng nhôm trong đồng thau hạn chế ở mức dưới 5%.

Đồng thau nhôm có một đặc điểm nổi bật không một hợp kim đồng nào có được đó là có thể tăng bền cho hợp kim bằng phương pháp nhiệt luyện tôi và ram. Mặt khác, nhôm tác dụng với oxy tạo thành màng oxit nhôm bền, che phủ toàn bộ bề mặt bề kim loại lỏng, hạn chế quá trình bay hơi của kẽm, đảm bảo sự ổn định thành phần của hợp kim.

Đồng thau nhôm cũng còn được hợp kim hoá thêm niken. Niken có đương lượng kẽm âm nên niken làm tăng khả năng hoà tan của kẽm trong đồng α hay nói cách khác là mở rộng vùng α . Như vậy, nếu hợp kim hoá bằng niken, có thể tăng thêm hàm lượng kẽm và nhôm mà hợp kim vẫn có tổ chức một pha dẻo, dễ gia công bằng áp lực.



Hình 5.4. Tổ chức của đồng thau 20% Zn

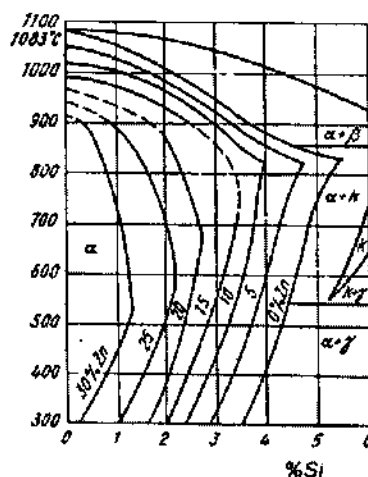
Đồng thau nhôm được dùng nhiều trong công nghiệp đóng tàu biển.

Đồng thau thiếc

Đặc trưng của đồng thau thiếc là khả năng chịu ăn mòn tốt trong môi trường nước nhạt và nước biển, gia công áp lực ở cả trạng thái nóng và trạng thái nguội. Khi hàm lượng thiếc lớn, trong tổ chức sinh pha giòn γ . Bởi vậy, hàm lượng Sn không nên vượt quá 2%. Thường dùng đồng thau thiếc chế tạo ống ngưng, dây, sợi, tấm dày và mỏng. Dùng các bán thành phẩm này để chế tạo các chi tiết có yêu cầu chịu ăn mòn cao. Đồng thau thiếc còn có tên là đồng thau hải quân.

Đồng thau silic

Đồng thau silic có khả năng chịu ăn mòn tốt trong môi trường khí quyển và trong nước biển, và đặc biệt là có khả năng chống lại quá trình nứt do ăn mòn (ăn mòn nứt tinh giới hạt). Ở nhiệt độ thấp, đồng thau silic vẫn rất dẻo, hàn được, chịu gia công bằng áp lực cả ở trạng thái nóng và trạng thái nguội. Silic và kẽm đều làm thu hẹp vùng α và đẩy vùng α về góc giàu đồng (hình 5.4). Khi nâng cao hàm lượng Si, trong tổ chức của đồng thau xuất hiện pha χ . Ở nhiệt độ cao, pha χ rất dẻo và bị phân cực. Nhiệt độ giảm xuống dưới 545°C có chuyển biến cùng tích phân hủy pha χ theo phản ứng: $\chi \rightarrow \alpha + \gamma$. Khi hàm lượng kẽm trên 20% và hàm lượng silic trên 4% thì hợp kim không thể gia công bằng áp lực được nữa.



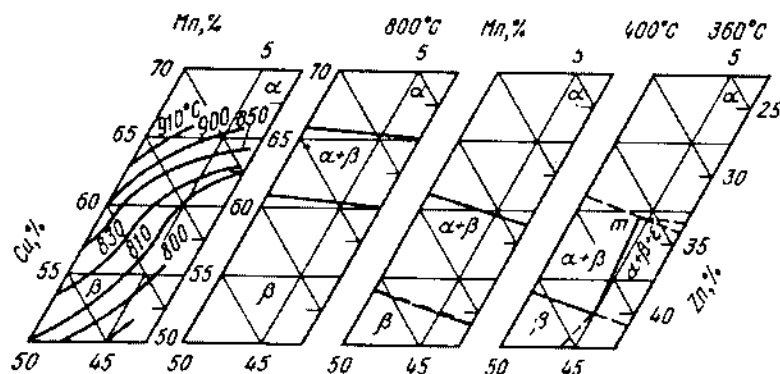
Hình 5.5. Biểu đồ trạng thái ba nguyên Cu-Si-Zn.

Đồng thau silic khó đúc vì hút khí rất nhiều, hệ số co lớn nhưng lại có khả năng nhiệt luyện tôi và ram để tăng cơ tính.

Đồng thau mangan

Mangan làm thu hẹp vùng α nhưng không đáng kể, nhưng mangan làm tăng cơ tính, tính chịu mài mòn, tính chịu ăn mòn và độ bền ở nhiệt độ cao của đồng thau nhất là ở trạng thái dùng kết hợp với một số nguyên tố như nhôm, sắt, chì... Hàm lượng Mn

thường từ 1 - 3%, ngoài ra còn có thể thêm Al (0,25 - 0,4) % để tăng độ dẻo; khoảng 1% Fe để làm nhỏ mịn hạt, tăng bền và khả năng chịu ăn mòn; khoảng 2% Pb để tăng khả năng gia công cắt gọt.



Hình 5.6. Giản đồ trạng thái 3 nguyên Cu-Mn-Zn

Đồng thau niken

Đây là một trong những hợp kim đặc biệt của hệ Cu-Zn. Niken là nguyên tố mở rộng vùng α , làm cho hợp kim có khả năng chống lại hiện tượng nứt do ăn mòn và nứt do thoát kẽm. Khi dùng niken khoảng 2 - 3%, dễ dàng nhận được đồng thau một pha có cơ tính và khả năng chịu ăn mòn cao, độ hạt nhỏ mịn và cơ tính rất đồng đều.

Đồng thau chì

Chì làm cho đồng thau kém dẻo và kém bền, nhưng có chì, đồng thau trở nên dễ gia công bằng cắt gọt. Đặc điểm của chì là không hoà tan trong đồng thau α và không gây ảnh hưởng đến sự thay đổi biên giới của chuyển biến pha. Đồng thau chì có tính chống ma sát tốt nên thường dùng để chế tạo các chi tiết làm việc chịu mài mòn. Hợp kim chứa trên 2% Pb chỉ có thể gia công áp lực nguội, không thể gia công áp lực ở trạng thái nóng vì có hiện tượng vỡ nóng khi đã có màng chì liên tục trong tổ chức đồng thau. Hàm lượng chì trong đồng thau chỉ nên dùng khoảng 2 - 3%.

Đồng thau đúc có những đặc điểm sau:

- Xu hướng hút khí nhỏ nên mật độ thổi đúc cao vì khi nấu, kẽm bay hơi có tác dụng khử khí tốt, mặt khác, do hơi kẽm thoát ra có tính đàn hồi cao, ngăn không cho các khí khác xâm nhập vào bề kim loại lỏng.

- Độ chảy loãng nhỏ, ít bị rỗ xốp phân tán, lõm co tập trung, ít bị thiên tích, dễ đúc.
- Cơ tính và tính chống mài mòn khá cao.
- Có thể đánh bóng bề mặt để tăng tính thẩm mỹ, phủ bảo vệ, làm vật trang trí.
- Kẽm dễ bị cháy hao khi nấu nên khó khống chế thành phần.
- Có xu hướng nhạy cảm với hiện tượng nứt mùa.

Bảng 5.3. Một số mác đồng thau đúc

	Độ bền, daN/mm ²	Độ dẫn dài, %	HB	Công dụng
LCuZn30Al2,5	30 - 40	12 - 15,0	90	Chi tiết chịu ăn mòn nước biển
LCuZn21Al6Fe3Mn3	60 - 70	7	160	Vòng đệm vít xoắn lớn, trục vít tải trọng nặng
LCuZn16Si4	30	15	100 - 110	Ống nối chịu ăn mòn nước biển, chi tiết tàu biển
LCuZn38Mn2Pb2	25 - 35	8,0 - 10	70 - 80	Ống lót, ổ đỡ chịu mài mòn
LCuZn40Mn3Fe2	40 - 50	10 - 18,0	90 - 100	Chi tiết đơn giản có giá trị lớn, ống nối trong công nghiệp tàu thủy làm việc trên 300°C; trục xoắn và chân vít
LCuZn40Pb1	20	20	80	Ổ đỡ vòng bi
LCuZn40Mn1,5	35	20	100	Chi tiết máy bay chịu tải lớn, không thích hợp với ống nối.
LCuZn36Mn2Sn2Pb2	30	4,0 - 6,0	90 - 100	Bánh răng

5.3. ĐỒNG THANH

5.3.1. Giản đồ trạng thái và tổ chức

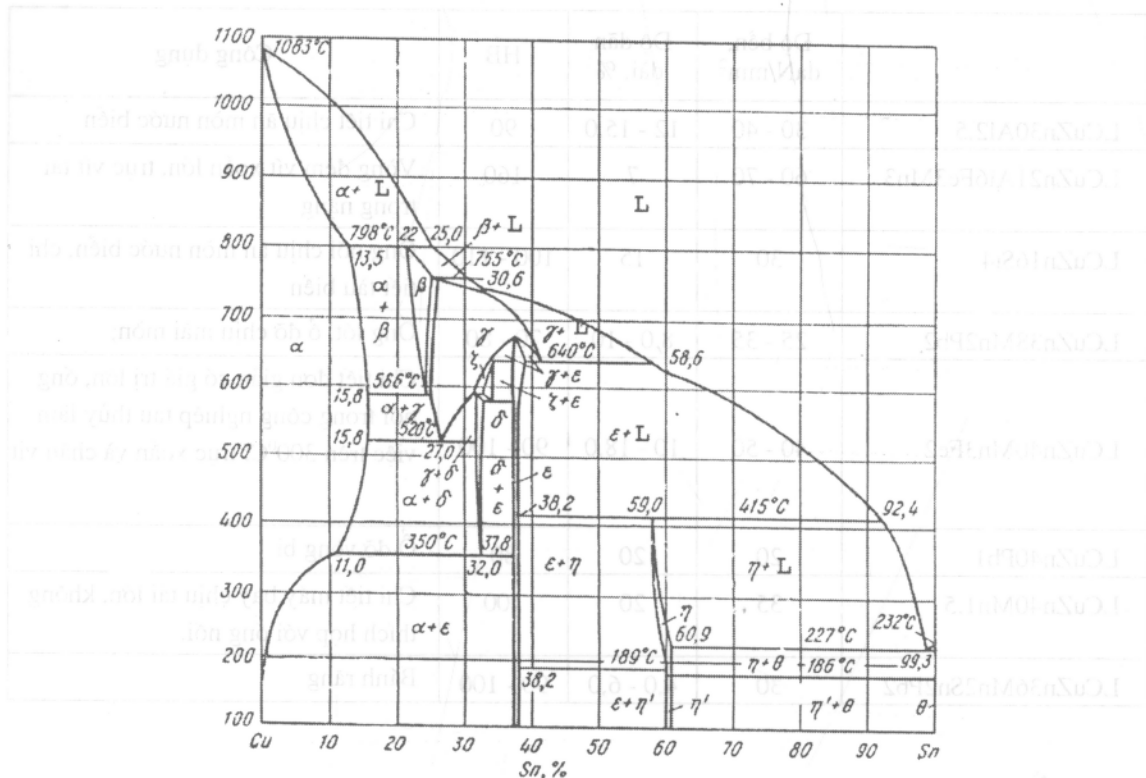
Trước kia đồng thanh là tên gọi của hợp kim đồng và thiếc, do thiếc đắt nên có xu hướng dùng các nguyên tố khác để thay thế thiếc và gọi là đồng thanh không thiếc. Bởi vậy hợp kim của đồng và thiếc gọi là đồng thanh thiếc để không bị lẫn với các loại khác.

Giản đồ trạng thái Cu-Sn rất phức tạp, có nhiều phản ứng bao tinh và phản ứng cùng tích (hình 5.7). Giản đồ ở hình 5.7 mô tả trạng thái nguội vô cùng chậm và điểm

rất đáng chú ý là phản ứng cùng tích ở nhiệt độ 520°C và thành phần $\text{Sn} = 27\%$. Trên giản đồ ta thấy các pha sau đây:

+) Pha α là dung dịch đặc của thiếc trong đồng, hàm lượng thiếc có thể hoà tan đến 16%, nhưng trong thực tế, do quá trình nguội khi đúc nên pha α chỉ tồn tại ở vùng 0 - 8% Sn. Pha α rất dẻo, dễ gia công biến dạng.

+) Pha β là dung dịch rắn trên cơ sở hợp chất điện tử Cu_5Sn có nồng độ điện tử là $3/2$ và mạng lập phương tâm khối. Pha β hình thành do phản ứng bao tinh ở 798°C : $\text{L} + \alpha = \beta$.



Hình 5.7. Giản đồ trạng thái Cu-Sn

Nhưng pha β lại bị phân hủy do phản ứng cùng tích ở 586°C : $\beta = [\alpha + \gamma]$

a) Pha γ là dung dịch rắn trên cơ sở hợp chất điện tử $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ và có mạng lập phương phức tạp. Ở 520°C pha γ bị phân hủy cùng tích: $\gamma = [\alpha + \delta]$.

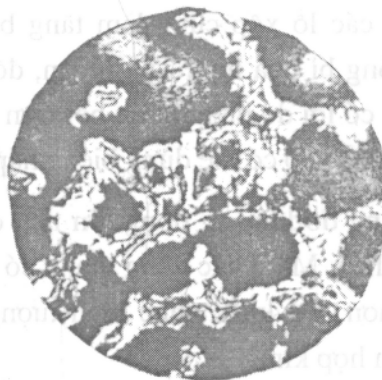
b) Pha δ cũng là dung dịch rắn trên cơ sở hợp chất điện tử $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ và cũng có phản ứng phân hủy cùng tích ở 350°C : $\delta = [\alpha + \epsilon]$.

c) Pha ε là dung dịch rắn trên cơ sở hợp chất điện tử Cu_3Sn có nồng độ điện tử là 7/4, kiểu mạng là sáu phương xếp chặt.

Trong ngành chế tạo máy thường dùng hai loại đồng thanh thiếc.

Đồng thanh thiếc gia công áp lực

Đồng thanh gia công áp lực là đồng thanh trong tổ chức chỉ có một pha dẻo α , thành phần chứa 2 - 8% Sn. Thỏi đúc hợp kim đồng thanh thiếc bị thiên tích rất nhiều, trung tâm nhánh cây giàu đồng, vùng xung quanh nhánh cây giàu thiếc. Khi đem ủ ở 550 - 650°C, sẽ xảy ra hiện tượng khuếch tán làm đồng đều thành phần. Đồng thanh thiếc α nếu đem biến dạng rồi ủ kết tinh lại sẽ xuất hiện tổ chức song tinh, là tổ chức mà một số hạt có biên giới song song với nhau, làm cho hợp kim có những tính chất đặc biệt. Nói chung, tổ chức α của hợp kim đồng đều có tính chất này.



Hình 5.8. Tổ chức của đồng thanh thiếc 11%Sn. Nền α thẫm màu, cùng tích $[\alpha + \delta(\text{Cu}_3\text{Sn}_8)]$ có màu sáng.

Đồng thanh thiếc đúc

Đồng thanh này có chứa 10 - 20% Sn, tổ chức gồm hai thành viên, pha α và cùng tích ($\alpha + \delta$). Hàm lượng thiếc tăng sẽ làm tăng số lượng pha δ và độ dẻo hợp kim sẽ giảm đi. Việc hình thành pha δ còn phụ thuộc vào tốc độ nguội khi đúc. Đúc trong khuôn cát, khoảng 7% Sn đã xuất hiện tổ chức δ , nhưng đúc trong khuôn kim loại thì chỉ 5% Sn đã xuất hiện pha ($\alpha + \delta$) trong tổ chức. Trong đồng thanh thiếc, tổ chức ($\alpha + \delta$) là thành viên tổ chức rất quan trọng, nó làm cho hợp kim bền hơn, chịu ma sát tốt hơn.

5.3.2. Tính chất đồng thanh thiếc

a. Tính đúc

Trên giản đồ dễ dàng thấy đồng thanh thiếc có khoảng đông rất lớn, thí dụ, hợp kim 10% thiếc có khoảng đông chừng 180°C. Khoảng đông lớn như vậy làm cho hợp kim dễ bị thiên tích nhánh cây khi kết tinh: trục nhánh cây kết tinh trước sẽ giàu nguyên

tổ đồng, xung quanh nhánh cây kết tinh sau sẽ giàu thiếc. Quá trình khuếch tán của các nguyên tố trong đồng thanh rất chậm chạp. Chỉ có thể loại bỏ được thiên tích nhánh cây sau nhiều lần gia công nhiệt luyện và gia công biến dạng. Chính vì lý do này mà khi gia công biến dạng đồng thanh cần phải có những quy trình công nghệ phức tạp hơn. Mặt khác, khoảng đồng lớn còn làm cho hợp kim dễ bị rỗ xốp, rất bất lợi cho các chi tiết làm việc trong điều kiện chịu áp lực cao của nước hoặc các loại khí, hơi vì trong điều kiện áp lực cao, các lỗ xốp dễ phát triển do hiện tượng dẫn nở đột ngột của khí hoặc hơi nước, đồng thời các lỗ xốp cũng làm tăng bề mặt tiếp xúc với môi trường ăn mòn, chi tiết nhanh chóng bị phá hủy. Tuy nhiên, đối với hợp kim chịu mài mòn thì hiện tượng xốp đôi khi lại có lợi do hiện tượng bôi trơn và tự bôi trơn trong quá trình ma sát. Để hạn chế hiện tượng rỗ xốp có thể dùng biện pháp biến tính, đúc trong khuôn kim loại, đúc áp lực.

Cũng do khoảng đồng lớn nên đồng thanh có độ chảy loãng kém hơn nhiều so với đồng thau. Mặt khác đồng thanh có nhiệt độ nóng chảy cao hơn đồng thau nên cũng khó đúc hơn. Để khắc phục hiện tượng này, có thể cho thêm kẽm hoặc photpho vào thành phần hợp kim.

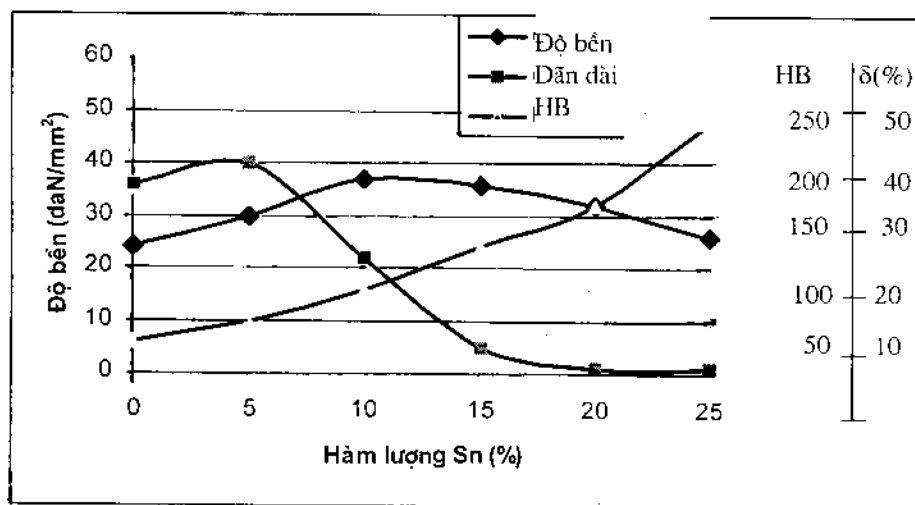
Đồng thanh thiếc có lổm co nhỏ nhưng xốp co nhiều. Hệ số co sau khi đúc khá nhỏ bởi vậy đồng thanh thiếc được dùng nhiều trong đúc các tác phẩm nghệ thuật vì trong lĩnh vực này sự diên đầy, rõ nét và chính xác về kích thước rất được coi trọng.

Một đặc điểm rất quan trọng của đồng thanh thiếc là có khuynh hướng hình thành thiên tích nghịch. Bản chất của quá trình là, khi kim loại đồng đặc, thành phần dễ nóng chảy, giàu thiếc chịu ảnh hưởng của sự thay đổi thể tích và sự tiết pha khí, sẽ chuyển từ tâm vật đúc ra phía ngoài. Hiện tượng này cũng liên quan đến sự xuất hiện xốp tế vi và không đồng đều về thành phần hoá học trong vật đúc. Khi vật đúc có thiên tích nghịch, trên bề mặt sẽ xuất hiện cái gọi là "vết thiếc" dưới dạng vết hoặc tạp chất sáng màu. Những vết này rất giòn, chứa 15 - 18% Sn có nhiều pha δ và ảnh hưởng xấu đến cơ tính của vật đúc.

b. Cơ tính

Độ bền của đồng thanh thiếc tăng cùng hàm lượng Sn cho đến khi trong thành phần đã xuất hiện một lượng nhỏ cùng tích ($\alpha + \delta$), khoảng 12% Sn, sau đó giảm dần. Độ dẻo giảm rất mạnh khi bắt đầu xuất hiện tổ chức δ . Đặc biệt ở trạng thái đúc, độ dẻo của đồng thanh thiếc rất nhỏ do tổ chức của hợp kim không đồng đều. Để khắc phục tình trạng này, thường phải ủ ở nhiệt độ 700 - 750°C. Sau khi ủ, hợp kim có thành phần dưới 12% Sn sẽ có tổ chức là α . Trên giản đồ dễ dàng nhận thấy có sự chuyển biến pha khi thay đổi nhiệt độ, có nghĩa là đồng thanh thiếc có thể nhiệt luyện được nhưng ở trạng

thái đúc, việc thay đổi cơ tính nhờ vào nhiệt luyện là không lớn lắm do quá trình khuếch tán của các nguyên tố trong đồng thanh thiếc là rất chậm. Đồng thanh thiếc có độ bền cao hơn đồng thau ở nhiệt độ cao. Đồng thanh thiếc có thể làm việc đến 200°C.



Hình 5.9. Cơ tính của đồng thanh thiếc

c. Tính chống ăn mòn và tính chịu mài mòn

Đồng thanh thiếc chịu ăn mòn tốt trong không khí, nước biển và môi trường chứa thực phẩm. Trong các môi trường axit và kiềm, đồng thanh thiếc bị ăn mòn khoảng 0,2 - 0,6 mm/năm và bị ăn mòn nhiều hơn nữa nếu nhiệt độ cao. Trong môi trường khí khô và ở nhiệt độ thấp, đồng thanh thiếc ít bị ăn mòn nhưng nếu có thêm hơi nước thì tốc độ ăn mòn tăng lên hàng ngàn lần. Ở nhiệt độ cao, clo, brom và iot cùng với thiếc tạo thành các hợp chất dễ bay hơi và do vậy làm cho đồng thanh thiếc bị ăn mòn mãnh liệt. Oxy ở nhiệt độ phòng không có ảnh hưởng đến khả năng ăn mòn của đồng thanh thiếc, bởi vậy dùng đồng thanh thiếc để chế tạo các thiết bị vận chuyển không khí và oxy rất tốt. Một điểm cần lưu ý khi sử dụng đồng thanh thiếc là quá trình làm việc có sự tiếp xúc của 2 chi tiết, thí dụ, lưới lọc trong công nghiệp giấy. Lưới này có sợi dọc là đồng thanh thiếc và sợi ngang làm bằng đồng thau. Giữa hai loại vật liệu này xuất hiện một hiệu điện thế chừng 50 mV, trong dung dịch điện ly dây ngang bằng đồng thau sẽ bị ăn mòn. Để nâng cao khả năng chống ăn mòn, cần đảm bảo tổ chức kim loại phải mịn, ít rỗ xốp, ít tạp chất bằng cách đúc trong khuôn kim loại nguội nhanh, khử khí triệt để, biến tính...

Đồng thanh thiếc chịu mài mòn khá tốt do trong tổ chức có các pha làm triệt tiêu ma sát khi làm việc, tức là pha rắn δ phân bố đều trên nền α . Khả năng chịu mài mòn càng cao nếu như các hạt δ càng mịn, hình dạng càng gần cầu và phân bố càng đồng đều. Khi dùng photpho làm chất khử khí, sản phẩm còn lại của quá trình, pha rắn Cu_3P cũng làm tăng tính ổn định chịu mài mòn của đồng thanh thiếc. Kẽm làm giảm tính chịu mài mòn.

5.3.3. Ảnh hưởng của nguyên tố hợp kim và tạp chất

Kẽm có tác dụng thu hẹp khoảng đồng của đồng thanh, kim loại chảy loãng tốt hơn, ít xốp co. Kẽm hoà tan vào dung dịch rắn α nên nó có tác dụng nâng cao cơ tính của hợp kim nhưng không nhiều, do vậy lượng kẽm không nên vượt quá giới hạn hoà tan của Zn trong α . Với hàm lượng kẽm thích hợp, vật đúc sẽ ít thiên tích, điền đầy tốt do kim loại có độ chảy loãng cao, ít rỗ khí do kẽm có khả năng khử khí khi bay hơi và cuối cùng là tổ chức kim loại sát chặt, mật độ thời đúc cao.

Photpho hoà tan khoảng 0,5% trong α , phần còn lại tồn tại ở dạng Cu_3P trong cùng tinh hai nguyên ($\alpha + \text{Cu}_3\text{P}$). Photpho thường dùng như là chất khử khí cho hợp kim đồng, nhưng với hàm lượng nhỏ nó có tác dụng cải thiện tính đúc, nâng cao tính đàn hồi, nâng cao giới hạn bền và mỏi của đồng thanh thiếc.

Bảng 5.4. Một số mác đồng thanh thiếc đúc

	Cơ tính			Ứng dụng
	σ , daN/mm ²	δ , %	HB	
BCuSn10	22-28	15-20	60-75	Vật đúc phức tạp
BCuSn12	24-28	8-20	80-85	Bạc, bánh răng
BCuSn14	20-25	3-5	85-125	Bạc, bánh răng
BCuSn10P1	20-30	3	80-100	Bánh khía gối trục, ống lót
BCuSn10Zn2	25-35	10	75-90	Bánh răng
BCuSn10Zn5Pb5	15-25	12-16	60	Vật đúc chịu ma sát, bạc, gối đỡ
BCuSn6Zn6Pb3	15-25	8-12	60	Bạc, gối đỡ
BCuSn5Zn7Pb3				Tác phẩm nghệ thuật

Niken là nguyên tố hợp kim có ảnh hưởng tốt đến tính chất của đồng thanh thiếc. Niken tồn tại chủ yếu ở dạng hoà tan trong pha α . Niken nâng cao độ bền của đồng thanh thiếc ở cả nhiệt độ thấp và ở cả nhiệt độ cao. Mặt khác, nó còn có tác dụng làm nhỏ mịn hạt sau đúc, ít thiên tích và nâng cao mật độ của kim loại. Niken cũng có tác

dụng nâng cao tính ổn định chống ăn mòn của đồng thanh thiếc. Lượng dùng nên nhỏ hơn 1%.

Chì không tan trong đồng thanh thiếc ở trạng thái rắn, khi đông đặc nó được tiết ra ở trạng thái pha riêng rẽ phân bố ở giữa các nhánh cây, có màu tối, có tác dụng tăng khả năng gia công cắt gọt, tăng tính chống ma sát nhưng lại làm giảm bền của đồng thanh thiếc. Chì bị thiên tích rất mạnh trong đồng thanh thiếc nên phải dùng những biện pháp đặc biệt như nguội nhanh đột ngột, pha thêm niken, khuấy đều kim loại lỏng trước khi rót.

Sắt hoà tan rất ít trong đồng thanh thiếc ($< 0,01\%$), có tác dụng nâng cao tính chất cơ học, làm nhỏ mịn cấu trúc hạt và ngăn cản quá trình kết tinh lại của hợp kim. Bởi vậy hàm lượng sắt nhỏ hơn 0.03% là có lợi, nhưng nếu vượt quá giới hạn trên thì sắt lại gây tác dụng xấu: giảm rất mạnh tính chịu ăn mòn và tính công nghệ của hợp kim.

Oxy cùng với thiếc tạo thành SnO_2 là pha cứng và giòn, làm giảm khả năng chống mài mòn của đồng thanh thiếc. Nhôm, silic và magiê nói chung là những nguyên tố có hại trong đồng thanh thiếc vì chúng bị oxy hoá rất mạnh trong khi nấu và đúc, dễ tạo thành các hợp chất khó chảy phân bố trên biên giới hạt, phá hủy sự liên kết giữa các hạt. Trong công nghệ đúc, các hiện tượng trên rất khó khắc phục và chúng còn làm giảm bền, gây phế liệu khi đúc. Riêng nhôm, nếu dùng kết hợp với đồng thanh một pha thì đôi khi lại chế tạo được loại vật liệu có tính chất tuyệt vời, thí dụ đồng thanh 5% Sn + 7% Al còn lại là đồng lại có độ bền và tính ổn định chịu mài mòn rất tốt.

5.3.4. Các loại đồng thanh khác

Đồng thanh nhôm

Giản đồ trạng thái và tổ chức

Pha α là dung dịch đặc của nhôm hoà tan trong đồng, nồng độ hoà tan cực đại theo lý thuyết là 9,4%Al. Trong thực tế, do nguội nhanh khi đúc nên hàm lượng Al trên 7% đã cho tổ chức không chỉ có pha α . Pha α là pha dẻo, có khả năng chịu gia công áp lực tốt.

Pha β là dung dịch đặc trên cơ sở nền là hợp chất điện tử AlCu_3 . Ở nhiệt độ 565°C sẽ xảy ra phản ứng cùng tích: $\beta \rightarrow \alpha + \gamma$. Pha β cũng là pha tương đối dẻo, gia công biến dạng được.

Pha γ là dung dịch rắn trên cơ sở hợp chất điện tử $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$, kiểu mạng lập phương phức tạp. Pha này rất cứng và giòn. Cùng tích ($\alpha + \gamma$) càng nhiều, kim loại càng

rắn và càng kém dẻo. Thực tế đúc cho thấy, lượng nhôm trong đồng thanh nhôm không nên vượt quá 11%.

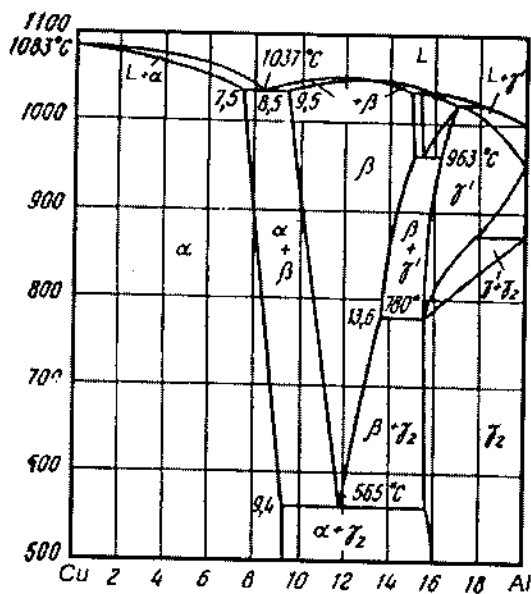
Tính chất đồng thanh nhôm đúc

Đồng thanh nhôm có khoảng đồng hẹp, chảy loãng tốt, song cơ thể tích và cơ dài khá lớn nên dễ sinh rỗ co và nứt do cản co. Nói chung đồng thanh nhôm khó đúc. Trong thành phần hợp kim có nhôm mà nhôm dễ bị oxy hoá tạo màng Al_2O_3 làm cho tính in hình, rõ nét bị giảm đi. Mặt khác, trong quá trình nấu và rót không tinh luyện tốt, Al_2O_3 dễ bị lẫn vào trong hợp kim làm giảm cơ tính rất mạnh. Đồng thanh nhôm hút khí mạnh khi nấu, rót nên dễ sinh rỗ khí. Khi nguội chậm trong khuôn cát, đồng thanh nhôm có tổ chức hạt thô to, làm vật đúc bị giòn. Để khắc phục tình trạng này, thường dùng mangan hoặc sắt để làm giảm kích thước hạt hợp kim.

Đồng thanh nhôm đúc có cơ tính, tính chịu ăn mòn và mài mòn cao hơn hẳn so với đồng thanh thiếc nhưng khó nấu đúc hơn do nhôm dễ bị oxy hoá, cháy hao nhiều. Trên giản đồ trạng thái thấy rõ là, với hàm lượng Al trên 10% đã có sự chuyển biến pha khi nung nóng và làm nguội, nên những hợp kim có Al > 10% có thể nhiệt luyện để tăng cơ tính. Khi tôi sau nung ở $800^\circ C$, pha β sẽ chuyển thành pha β' có hình kim và độ cứng khá cao. Sau đó đem ram ở nhiệt độ $400 - 450^\circ C$ sẽ cho loại hợp kim bền hơn, cứng hơn.

Đồng thanh nhôm chịu ăn mòn tốt trong môi trường nước biển và axit hữu cơ. Khi tạo được tổ chức $(\alpha + \gamma)$ trên nền mềm α thì đồng thanh nhôm có tính chịu mài mòn tốt trong điều kiện áp lực cao.

So với đồng thanh thiếc, đồng thanh nhôm có nhiều ưu điểm hơn, đặc biệt là tiết kiệm được thiếc do thiếc đắt và hiếm. Mặt khác, đồng thanh nhôm ít bị thiên tích, mật độ thổi đúc lớn hơn, cơ tính ở cả nhiệt độ cao lẫn nhiệt độ thường đều cao hơn, chịu ăn mòn và mài mòn tốt hơn, nhiệt độ biến giòn thấp và không sinh tia lửa điện khi va đập mạnh. Những nhược điểm so với đồng thanh thiếc là, co ngót nhiều khi đúc, nhôm dễ bị



Hình 5.10. Giản đồ trạng thái đồng - nhôm

oxy hoá tạo Al_2O_3 , khó hàn, và bị hoá giòn do có bệnh tự ủ. Tuy vậy trong công nghiệp, đồng thanh nhôm vẫn dần dần thay thế cho đồng thanh thiếc do những ưu điểm vượt trội của nó.

Ảnh hưởng của các nguyên tố tạp chất

Sắt hoà tan trong nhôm rất ít, khi tăng hàm lượng sắt sẽ hình thành pha liên kim Fe_3Al và là nguyên tố có tác dụng tốt trong đồng thanh nhôm vì sắt nâng cao nhiệt độ kết tinh lại, làm nhỏ mịn hạt, tăng độ bền, độ cứng và tăng khả năng chịu mài mòn cho hợp kim. Hàm lượng sắt không nên vượt quá 4%. Khi có sắt, phản ứng cùng tích $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma_2)$ bị ngăn cản lại, pha giòn γ_2 tạo thành rất nhỏ mịn và phân tán đều, do vậy khắc phục được hiện tượng tự ủ của đồng thanh nhôm.

Bảng 5.5. Một số mác đồng thanh nhôm đúc thông dụng

TT	TCVN	σ_b , MPa	δ , %	Ghi chú
1.	BCuAl 9Mn2Đ	> 390	20	Trạng thái đúc
2.	BCuAl 10Mn2Đ	> 490	12	Trạng thái đúc
3.	BCuAl 9Fe3Đ	> 490	12	Trạng thái đúc
4.	B CuAl 109Fe3Mn2	> 490	12	
5.	BCuAl 11Fe6Ni6	> 590	2	
6.	BCuAl 10Fe4Ni4	> 590	6	
7.	BCuAl 9Fe4Ni4Mn	> 590	12	
8.	BCuAl 7Mn15Fe3Ni2Zn2	> 610	18	

Niken hoà tan vô hạn trong đồng nhưng hoà tan rất ít trong nhôm. Niken có tác dụng làm co hẹp vùng α trên giản đồ trạng thái Cu-Al-Ni khi giảm nhiệt độ. Điều này có nghĩa là, đồng thanh nhôm có thể hoá bền bằng nhiệt luyện. Niken có tác dụng cải thiện cơ tính của đồng thanh nhôm, tăng khả năng chịu mài mòn, tăng khả năng chống ăn mòn và khả năng làm việc ở nhiệt độ dưới 0°C. Riêng niken còn làm cho đồng chảy loãng tốt hơn, dễ đúc.

Mangan hoà tan nhiều trong đồng α , cải thiện tính chất công nghệ, đặc biệt là nâng cao khả năng chịu gia công áp lực ở trạng thái nóng lẫn trạng thái nguội, nâng cao tính ổn định chống ăn mòn của của đồng thanh nhôm.

Thiếc và kẽm là những nguyên tố có hại đối với đồng thanh nhôm vì hợp kim dễ sinh rỗ xốp, cơ tính giảm và giảm khả năng chịu ma sát.

Các nguyên tố như Sb, As, Bi, S, P là những nguyên tố ảnh hưởng rất xấu đến tổ chức của hợp kim. Bởi vậy thành phần của các nguyên tố này phải được khống chế chặt chẽ theo tiêu chuẩn quy định cho từng loại đồng thanh trong các sổ tay đúc.

Các loại đồng thanh nhôm nói trên thường dùng để chế tạo các chi tiết làm việc trong điều kiện chịu mài mòn dưới áp suất cao khoảng 350 MPa, tốc độ dưới 1,9 m/s như các bánh răng, thanh truyền, đế xupap, chi tiết trong bơm, chi tiết tàu biển...



Hình 5.11. Tổ chức hợp kim CuAl9Fe4 sau đúc. Pha α màu sáng, cùng tích phân theo biên giới

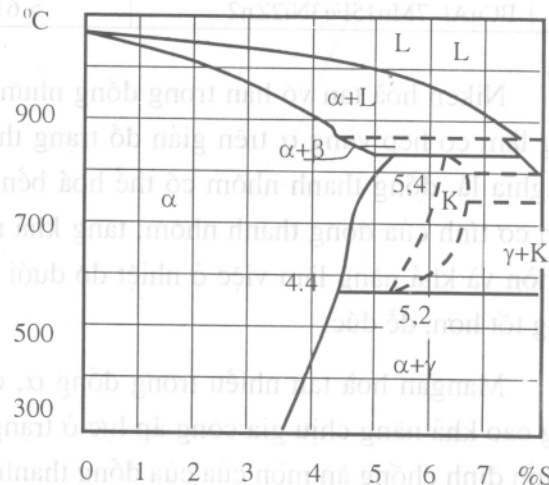
Đồng thanh silic

Độ hoà tan của silic trong đồng ở nhiệt độ 752°C khoảng 5,3%. Khi hạ nhiệt độ, vùng dung dịch rắn α bị co hẹp lại. Ở nhiệt độ phòng, độ hoà tan của silic chỉ còn khoảng 3,5%. Khi tăng hàm lượng silic, độ bền và độ dẻo tăng cho đến 3% sau đó sẽ giảm do trong tổ chức đã bắt đầu xuất hiện pha γ cứng và giòn. Đồng thanh silic được chú ý nghiên cứu và sử dụng nhiều trong kỹ thuật do có cơ tính cao tương đương cơ tính của thép nhưng tính chất vật lý tốt hơn, thí dụ không nhiễm từ, không phát tia lửa khi va chạm...có tính đàn hồi tốt, dễ hàn, chịu ma sát, chịu ăn mòn cũng rất tốt. Đặc biệt, đồng thanh silic có độ chảy loãng cao, tính in hình rõ nét.

Cũng có thể dùng các nguyên tố khác để hợp kim hoá đồng thanh silic, thí dụ, mangan, niken, chì. Khi hàm lượng Mn trên 1,5% đã xuất hiện pha Mn_2Si cứng và giòn có tác dụng hoá bền hợp kim. Niken tác dụng với silic tạo Ni_2Si tan mạnh trong pha α . Khi nhiệt độ hạ xuống thấp, pha này tiết ra ở dạng mịn, phân bố đều có tác dụng hoá bền hợp kim khá mạnh.

Một số đồng thanh silic thường dùng:

Đồng thanh BCu Si3Mn1 có tổ chức một pha, chịu gia công biến dạng



Hình 5.12. Giản đồ trạng thái Cu-Si

tốt, cơ tính và tính chống ăn mòn cao, thường dùng chế tạo các chi tiết lò xo, vật rèn. Đồng thanh BCu Si1Ni3 cũng có tổ chức một pha, cơ tính cao, có thể hoá bền bằng hoá già ở 450°C trong vòng 1 giờ. Thường dùng hợp kim này để chế tạo các chi tiết trong động cơ xe máy, các bán thành phẩm.

Đồng thanh BCu Si3Pb4 dùng để chế tạo các ống lót chịu áp lực trung bình 75 daN/cm², tốc độ quay khoảng 4 m/s.

Đồng thanh mangan.

Mangan hoà tan trong đồng với hàm lượng khá lớn. Khi hàm lượng Mn nhỏ hơn 22% thì hợp kim chỉ có tổ chức một pha α ở mọi nhiệt độ. Đồng thanh mangan có thể gia công biến dạng ở cả hai trạng thái nóng và nguội. Do mangan nâng cao nhiệt độ kết tinh lại của đồng, nên đồng thanh mangan có khả năng chịu nóng khá tốt. Các nguyên tố hợp kim có tác dụng tốt cho đồng thanh mangan là Pb, Al, Si, Ni và Fe. Trong đó, sắt và silic có tác dụng làm nhỏ mịn hạt kim loại, niken nâng cao cơ tính, nhôm và silic cải thiện tính đúc của hợp kim.

Hợp kim đồng chứa 60 - 80% mangan có khả năng tự tắt dao động khi làm việc, điều này làm giảm sự rung động của máy móc, giảm tiếng ồn, giảm nguy cơ cộng hưởng của chi tiết. Cơ chế giảm chấn của hợp kim được giải thích là do sự hình thành cấu trúc mactenxit có cấu trúc siêu song tinh. Biên giới siêu song tinh có độ linh động cao, dễ dàng hấp phụ năng lượng do dao động gây ra và dập tắt những dao động đó. Trong kỹ thuật sử dụng rộng rãi hợp kim BCuMn5 cho các chi tiết dạng tấm, thỏi, phụ tùng nổi hơi...

Đồng thanh berili

Đồng thanh berili là loại hợp kim đồng có tính chất rất ưu việt:

- ◆ Độ bền cao, có thể đạt được 100 MPa khi hàm lượng Be khoảng 1,5-2,0%;
- ◆ Mô đun đàn hồi, giới hạn mỏi tốt: đây là hợp kim đồng có mô đun đàn hồi cao nhất;
- ◆ Không có từ tính và không nhiễm từ, dẫn điện, dẫn nhiệt tốt;
- ◆ Chịu ăn mòn tốt;
- ◆ Không sinh tia lửa điện khi va chạm;
- ◆ Có thể nhiệt luyện được.

Đồng thanh niken

Niken là nguyên tố hoà tan vô hạn trong đồng và làm cho đồng thanh có những

tính chất rất đặc biệt về tính chất cơ học, tính chất vật lý, tính chất hoá học. Có thể tạm chia đồng thanh niken thành hai nhóm.

a) Những hợp kim chịu ăn mòn tốt

Những hợp kim này dùng để chế tạo các chi tiết đo lường, dụng cụ y tế, chi tiết trong công nghiệp tàu biển, công nghiệp hoá chất... Đó là những hợp kim:

+) Hợp kim BCuNi30Fe0.8Mn1 hay còn gọi là Menkhio, có khả năng chịu ăn mòn tốt trong nước biển, muối, axit hữu cơ. Thường dùng để chế tạo các ống ngưng trong tàu biển, một số dụng cụ y tế, các chi tiết máy chính xác, lưới kim loại dùng trong công nghiệp... Nếu thay thế sắt và mangan bằng 2,8% crom rồi tiến hành nhiệt luyện nhờ phân hoá spinodal sẽ thu được hợp kim có độ bền cao gấp 2 lần so với hợp kim đồng chỉ có 30% Ni và các tính chất khác cũng cao hơn khoảng 40%. (Phân hủy spinodal là quá trình phân hủy mà năng lượng của hệ thống giảm một cách liên tục mà không cần có sự dao động lớn về thành phần trong một vùng thể tích nhỏ, tức là không cần xuất hiện tâm mầm kết tinh có kích thước tới hạn trong thời kỳ đầu của quá trình kết tinh). Nhược điểm của hợp kim này là rất đắt.

+) Hợp kim BCuNi13Al3 hay còn có tên cunial. Hợp kim này có khả năng nhiệt luyện tốt: tôi ở 1000°C , biến dạng nguội 25% rồi hoá già $500 - 600^{\circ}\text{C}$ sẽ có độ bền đạt khoảng $800 - 900 \text{ MPa}$. Hợp kim cunial có độ bền, mô đun đàn hồi khá cao, chống ăn mòn tốt, không có xu hướng biến giòn khi làm việc ở nhiệt độ âm. Thường dùng cunial để chế tạo các chi tiết chịu đàn hồi, cần độ bền cao và chịu ăn mòn.

Bảng 5.6. So sánh đặc tính chịu ăn mòn của BCuNi10Fe và BCuNi30Fe

Điều kiện môi trường	Dạng ăn mòn	BCuNi10Fe	BCuNi30Fe
Nước biển sạch, $v < 1\text{m/s}$	Bình thường	$0,0025 - 0,025\text{mm/a}$	$0,0025 - 0,025\text{mm/a}$
Nước biển sạch, $v < 1\text{m/s}$	ăn mòn va chạm	Thoả mãn	Thoả mãn
Nước ô nhiễm	Ăn mòn lỗ	Kém	Thoả mãn nhưng vẫn có
Nước biển lẫn cát	Ăn mòn bình thường	Không thoả mãn	Dùng BCuNi30Fe2Mn2
Lãng đọng trên bề mặt	Ăn mòn cục bộ	Tốt	Có xu hướng ăn mòn lỗ
Điểm nóng do quá nhiệt cục bộ	Ăn mòn cục bộ	Tốt	Tốt
Ăn mòn có ứng suất	Ăn mòn ứng suất	Rất tốt	Rất tốt
Ống dẫn nhiệt+nước	Tróc mảng	Thoả mãn	Có thể chịu được
Khí không ngưng tụ	Ăn mòn cục bộ	Khá tốt	Rất tốt

+) Hợp kim đồng-niken-kẽm với hàm lượng Ni khoảng 5 - 35% và hàm lượng kẽm khoảng 13 - 45%, đặc biệt là mác BCuNi15Zn20 còn có tên hợp kim Noizinber. Hợp kim Noizinber có độ bền và độ dẻo cao hơn cả hợp kim Melkhio do tính chất tăng bền của kẽm. Hợp kim này có thể gia công biến dạng cả nóng lẫn nguội, chống ăn mòn tốt cả trong khí quyển, axit hữu cơ, muối, màu sắc đẹp. Từ hợp kim Noizinbe có thể chế tạo các chi tiết, dụng cụ cơ khí chính xác, dụng cụ y tế, bát chén trong kỹ thuật, chi tiết trong công nghiệp điện thoại... Noizinbe hợp kim hoá thêm chì được dùng trong công nghiệp đồng hồ.

+) Hợp kim BCuNi30Fe0,8Mn1 hay còn gọi là Menkhio, có khả năng chịu ăn mòn tốt trong nước biển, muối, axit hữu cơ. Thường dùng để chế tạo các ống ngưng trong tàu biển, một số dụng cụ y tế, các chi tiết máy chính xác, lưới kim loại dùng trong công nghiệp...

Hai hợp kim đồng thanh niken chứa 10 và 30% Ni có những tính chất đặc biệt: chịu ăn mòn rất tốt trong nước biển và trong môi trường ô nhiễm vi sinh. Hai hợp kim này thường dùng để chế tạo các chi tiết trong thiết bị trao đổi nhiệt, bình ngưng, thiết bị chứa nước bẩn trong công nghiệp sinh học, tức là trong điều kiện ăn mòn tĩnh hoặc ăn mòn trong môi trường ứ đọng.

Hợp kim này có đặc tính chống ăn mòn bởi vì khi tiếp xúc với nước biển, trên bề mặt chi tiết xuất hiện một lớp màng bảo vệ là oxit có chứa đồng. Bảng 5.6 cho sự so sánh về đặc tính làm việc của hai loại hợp kim này.

b) Hợp kim có tính chất đặc biệt về nhiệt và điện

+) Hợp kim manganin (BCuNi2Mn12) là hợp kim có điện trở suất rất cao ($0,435 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$), hệ số nhiệt điện trở nhỏ không đáng kể ($3 \cdot 10^{-5}$), không thay đổi điện trở khi nhiệt độ thay đổi. Thường dùng manganin để chế tạo dây điện trở mẫu, dụng cụ đo điện chính xác.

+) Hợp kim constantan ((BCuNi40Mn1,5), hợp kim copen ((BCuNi40Mn0,5) là những hợp kim dùng làm dây điện trở.

+) Hợp kim BCuNi0,6 và hợp kim BCuNi16 là những hợp kim có suất điện động nhỏ, dùng làm dây bù cho các loại cặp nhiệt Pt - PtRd.

Đồng thanh crom

Đồng thanh crom là loại vật liệu có tính dẫn điện, dẫn nhiệt cao, chống ma sát tốt, độ bền và độ bền nóng khá cao. Crom hoà tan trong Cu rất ít, ở 1077°C là 0,65%, ở

nhệt độ 400°C là 0,02%. Lĩnh vực sử dụng là làm vật liệu chế tạo điện cực trong hàn tiếp xúc.

Crom khó hoà tan trong đồng do lượng hoà tan ít và crom dễ bị oxy hoá khi nấu luyện nên nguyên công đưa crom vào trong đồng lỏng cũng rất phức tạp. Do tính dễ bị oxy hoá cho nên hợp kim bị khuyết tật rỗ khí nhất là khí O_2 và cháy hao crom là điều không thể tránh khỏi nếu không có những biện pháp xử lý đặc biệt. Có hai giải pháp, một là nấu luyện trong chân không, hai là nấu luyện lò cảm ứng bình thường nhưng phối liệu có kèm theo khử khí đồng thời.

Việc sử dụng hợp kim trung gian Cu-Cr sản xuất trong lò cảm ứng thông thường sẽ làm cho một phần crom bị oxy hoá và lớp oxit trên bề mặt thỏi hợp kim trung gian sẽ góp phần làm giảm tốc độ hoà tan của crom vào đồng và cũng làm cháy hao crom thành xỉ. Nâng hàm lượng oxy từ 0,001 lên 0,01% sẽ làm giảm lượng hoà tan của Cr từ 60% xuống 40%. Khi giảm hàm lượng O_2 xuống dưới 0,001%, tốc độ và lượng hoà tan của Cr không thay đổi nhiều. Bởi vậy việc khử oxy trước khi hợp kim hoá là rất cần thiết. Tuy nhiên, các sản phẩm của các nguyên tố khử oxy có thể làm giảm độ dẫn điện và nâng cao tính chịu nóng của hợp kim. Các nguyên tố có tác dụng như vậy bao gồm: titan, magiê, bo và ceri.

Tốc độ hoà tan của Cr trong Cu được mô tả bằng phương trình:

$$g = \frac{D_{Cr}^{Cu}}{\delta} (c_0 - c) S \quad (5.3)$$

trong đó: D_{Cr}^{Cu} - hệ số khuếch tán Cr trong Cu ; δ - chiều dày lớp khuếch tán; c_0 - độ hoà tan giới hạn của Cr trong lớp khuếch tán; c - nồng độ Cr trong hợp kim; S - diện tích bề mặt hoà tan.

Đa số các kim loại, hệ số khuếch tán D trong kim loại lỏng thường có giá trị $(1 \div 5) \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$. Mật khác nhiệt độ cũng làm thay đổi hệ số khuếch tán theo quan hệ:

$$D = D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$$

trong đó: Q - năng lượng hoạt hoá; R - hằng số khí, T - nhiệt độ.

Khoảng cách x mà trên đó crom có nồng độ quy định, xác định theo công thức:

$$x = m \sqrt{D \cdot \tau}$$

với : m - hệ số tỉ lệ, lấy bằng 1,03; D - hệ số khuếch tán, $5 \cdot 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$; τ - thời gian, s.

Kết quả:

τ, giây	950	1800	3600	4500
κ, mét	0,212	~ 0,309	0,424	0,474

Dựa vào kết quả tính toán trên để thí nghiệm chế độ nhiệt khi nấu luyện hợp kim đồng thanh crom, xác định rằng, để hoà tan 80% Cr của mẻ liệu, cần phải giữ nhiệt 30 - 35 phút ở nhiệt độ 1260 - 1280°C lúc bắt đầu và sau khi hợp kim hoá là 1300 - 1350°C.

Đồng thanh đặc biệt

Những hợp kim đồng tiên tiến dùng trong công nghiệp hàng không (như ống lót trong động cơ đốt trong, buồng đốt buồng đẩy trong động cơ tên lửa và bộ vòi phun) của hãng NASA là Cu-8Cr-4Nb, Cu-3Ag-0.1Zr và Cu-0.1Zr. Trong điều kiện làm việc nhiệt độ cao, áp lực lớn, giồng nhiệt lớn và hỗn hợp của nhiều loại khí, ngoài hiện tượng oxy hoá, các chi tiết còn chịu một hiện tượng gọi là “tạo lớp” có liên quan đến hiện tượng oxy hoá và rất có hại cho lớp lót của động cơ. Hiện tượng tạo lớp này là hậu quả của sự thay đổi về thời gian và không gian của tỷ lệ chất oxy hoá / nhiên liệu (O/F) trong động cơ gây ra. Tỷ lệ O/F làm thay đổi môi trường một cách cục bộ, từ môi trường oxy hoá sang môi trường khử và ngược lại, do đó, màng oxit hình thành trong nửa chu kỳ làm việc thiếu nhiên liệu sẽ bị khử và bị loại bỏ trong nửa chu kỳ giàu nhiên liệu. Tiến trình như vậy làm cho kim loại sẽ bị phá huỷ rất nhanh chóng. Những hợp kim trên cơ sở đồng có thể chịu đựng được đặc tính khắc nghiệt này. Đây là những hợp kim hoá bền bằng pha phân tán và có những tính năng đặc biệt: tính chất cơ học và tính chất nhiệt khá tốt, đặc biệt là ở trạng thái làm việc nhiệt độ tăng cao. Những hợp kim này cùng với hợp kim Cu-Al₂O₃ (ODS alloy) được đánh giá là những hợp kim có khả năng chống lại quá trình thoái biến do oxy hoá. Hợp kim ODS có các hạt phân tán cấu trúc cỡ nano của Al₂O₃ trong nền đồng với ba chủng loại: 15%; 25% và 60% Al (0,3; 0,5 và 1,1% Al₂O₃ tương ứng). Vấn đề oxy hoá đồng trong các hợp kim này chính là quá trình oxy hoá đồng thành oxit kép Cu₂O/CuO, muốn khống chế được quá trình thì phải khống chế được quá trình khuếch tán của đồng xuyên qua lớp oxit. Trong đồng và các hợp kim hoá bền bằng dung dịch rắn việc chuyển Cu thành CuO và Cu₂O vẫn còn là quá trình oxy hoá duy nhất. Ba hợp kim kể trên đã tỏ ra là những vật liệu tuyệt vời trong môi trường biến đổi luân phiên: oxy hoá-khử -oxy hoá một cách liên tục.

Đặc điểm nấu đúc hợp kim đồng

Nói chung, các nguyên tố hợp kim trong đồng thanh đều rất dễ bị oxy hoá nên chế độ nấu luyện đều phải tuân thủ rất nghiêm theo quy trình nấu chống oxy hoá. Hợp

kim đồng thanh cũng rất dễ hút khí nên bắt buộc phải có trợ dung che phủ. Chất che phủ trong quá trình nấu hay dùng là than hoa, xỉ che phủ khi tinh luyện và hợp kim hoá dùng borax.

Tốt nhất nên đúc trong khuôn kim loại để tránh hiện tượng rỗ khí. Hệ thống rót tính toán bình thường như trong sổ tay. Với đồng thanh, bắt buộc phải có đậu ngót. Tuy nhiên, trong khuôn kim loại, việc thiết kế đậu ngót cần hết sức lưu ý đến việc thoát khuôn khi dỡ vật đúc. Để tăng độ bóng bề mặt vật đúc và dễ tháo dỡ khuôn ruột, thông thường phải dùng chất sơn khuôn. Những ruột nhỏ và bề mặt khuôn có thể dùng dầu hoả hoặc dầu mazut phun trực tiếp lên mặt khuôn ruột hoặc nhúng hẳn ruột vào thùng dầu. Những ruột có kích thước lớn, dùng sơn gồm dầu mazut lẫn bột graphit.

Nhiệt độ khuôn kim loại thông thường là 150 - 200°C. Nhiệt độ của ruột kim loại cần nhỏ hơn để chống hiện tượng bó ruột khi tháo khuôn.

Chương 6

CÁC HỢP KIM ĐÚC KHÁC

6.1. TITAN VÀ HỢP KIM TITAN

6.1.1. Titan kim loại

Titan là kim loại có nhiệt độ nóng chảy cao, thuộc nhóm kim loại khó nóng chảy ($T_m = 1668^\circ\text{C}$), trọng lượng riêng 4507 kg/m^3 , độ bền khoảng $25 - 30 \text{ daN/mm}^2$, độ dẫn dài $50 - 60\%$. Titan có hai dạng thù hình, $\alpha\text{-Ti}$ và $\beta\text{-Ti}$, nhiệt độ chuyển biến là 882°C . Nhiệt độ lớn hơn 882°C , titan tồn tại ở dạng $\beta\text{-Ti}$ có mạng là lập phương thể tâm, thông số mạng $a = 0,32 \text{ nm}$. Dưới nhiệt độ chuyển biến, titan tồn tại ở dạng $\alpha\text{-Ti}$, có kiểu mạng lục giác xếp chặt, thông số mạng $a = 0,20 \text{ nm}$, $c = 0,486 \text{ nm}$, tỷ số $c/a = 1,587$. Do tỷ số c/a khá nhỏ nên trong cấu trúc titan xuất hiện nhiều hệ trượt mới, bởi vậy titan có độ dẻo rất cao. Titan rất dễ bắt lửa khi có va chạm hoặc có ma sát với kim loại khác ở nhiệt độ cao và gây ra những thiệt hại đáng kể. Đây chính là mặt hạn chế của việc sử dụng titan trong những điều kiện khắc nghiệt ở các động cơ máy bay, nơi mà nhiệt độ cũng không cao lắm, thường là không quá 400°C .

Dù làm nguội với mọi tốc độ, chuyển biến thù hình $\alpha \leftrightarrow \beta$ của titan vẫn xảy ra hoàn toàn. Tuy nhiên về cơ chế, phản ứng sẽ khác nhau trong những điều kiện làm nguội

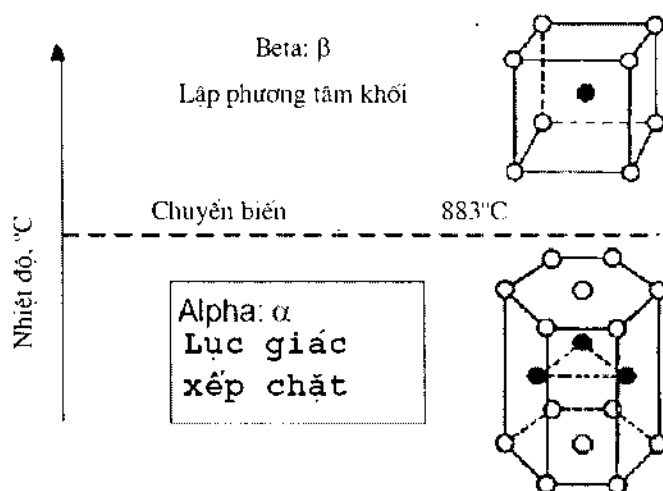
khác nhau. Khi làm nguội chậm, chuyển biến xảy ra theo cơ chế khuếch tán có tạo mầm và phát triển mầm, tốc độ phản ứng chậm, tổ chức nhận được là các hạt α đa cạnh.

Khi làm nguội nhanh chuyển biến sẽ xảy ra theo cơ chế chuyển biến mactenxit không khuếch tán.

Bảng 6.1. Thành phần hoá học và lĩnh vực sử dụng của titan không hợp kim

Ti, %	C, %	Fe, %	N, %	O, %	S, %	Đặc tính
99,5	0,08	0,2	0,03	0,18	0,015	Khung máy bay, các chi tiết trong ngành hàng hải, công nghệ khử muối, hoá học; bộ trao đổi nhiệt dạng tấm; các chi tiết ép hoặc kéo nguội; khả năng tạo hình tốt.
99,2	0,08	0,25	0,03	0,20	0,015	Khung máy bay; động cơ máy bay; các chi tiết trong ngành hàng hải; bộ trao đổi nhiệt; ống hoá hơi hoặc ngưng tụ, khả năng tạo hình tốt.
99,1	0,08	0,25	0,05	0,30	0,015	Các chi tiết trong ngành hàng hải, hoá học, khung máy bay đòi hỏi để tạo hình, bền cao, hàn được, chống ăn mòn tốt.
99,0	0,08	0,50	0,05	0,40	0,015	Các chi tiết trong ngành hàng hải, khung máy bay; động cơ máy bay; quạt tốc độ cao, máy nén khí; dụng cụ giải phẫu; hàn được; chống ăn mòn tốt.

Titan là kim loại có khả năng chịu ăn mòn rất tốt, trong nhiều môi trường thậm chí titan còn tốt hơn cả thép không gỉ. Chính vì vậy, trong các ngành kỹ thuật hiện đại như hàng không, du hành vũ trụ, hợp kim của titan ngày càng được sử dụng nhiều. Ở nhiệt độ 300 - 600°C, hợp kim titan là vật liệu ưu việt nhất vì các hợp kim nhẹ như của nhôm hoặc magie không đủ độ bền nóng mà các loại thép



Hình 6.1. Chuyển biến thù hình của titan

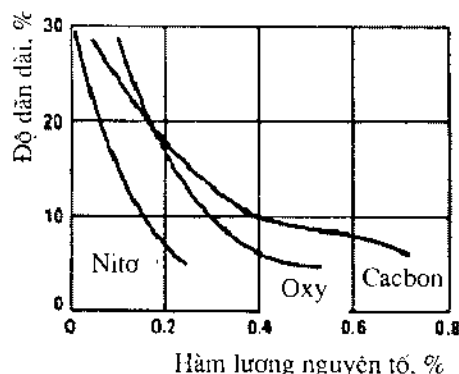
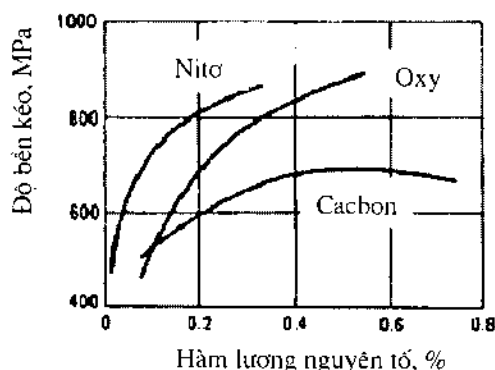
và hợp kim niken lại quá nặng.

Titan là nguyên tố có hoạt tính khá mạnh. Ở nhiệt độ cao, titan hoà tan hầu hết các chất khí trong đó có oxy, nitơ và hydro, nó cũng tác dụng với tất cả các loại oxit, trừ oxit thori. Cacbon hoà tan nhiều trong titan nhưng khi hạ nhiệt độ sẽ sinh TiC là pha rắn. Bởi vậy, titan và hợp kim của nó rất khó nấu đúc vì phải nấu trong lò chân không, vật liệu làm khuôn đặc biệt hoặc là đúc trong khuôn kim loại có xử lý tốt.

Các tạp chất trong titan

Tạp chất trong titan được chia làm hai loại:

- Loại tạo với titan dung dịch rắn xen kẽ: bao gồm O, N, C, và H.
- Loại tạo với titan dung dịch rắn thay thế: bao gồm Fe, Si ...



Hình 6.2. Ảnh hưởng của các nguyên tố xen kẽ

Oxy và nitơ là những nguyên tố làm ổn định $Ti-\alpha$, gây xô lệch mạng và làm tăng bền, nhưng nếu hàm lượng vượt quá giới hạn nhất định (0,7% và 0,2% tương ứng) thì titan trở nên giòn. Cơ chế gây giòn có thể giải thích được theo nguyên lý giảm hệ trượt trong hợp kim. Ta biết rằng, $Ti-\alpha$ có cấu trúc mạng là sáu mặt xếp chặt với hệ số $c/a = 1,587$ khá nhỏ, do đó trong hợp kim xuất hiện thêm hệ trượt mới. Khi ôxy và nitơ hoà tan xen kẽ vào trong titan, tỷ lệ c/a tăng lên và khi đạt giá trị 1,633 thì titan trở nên giòn như các kim loại có mạng sáu mặt xếp chặt khác.

Hydro là tạp chất rất có hại do nó tác dụng với titan tạo TiH_2 gây giòn và cản trở quá trình trượt trong hợp kim. Hiện tượng giòn do TiH_2 còn gọi là bệnh giòn hydro. Có hai cơ chế giòn hydro. Một là, sau khi tôi, nếu dung dịch rắn quá bão hoà hydro, dưới tác dụng lâu dài của tải trọng, sẽ xảy ra quá trình phân hoá, pha TiH_2 tạo thành có dạng

tầm phân bố dọc theo mặt trượt, gây hãm lệch và giảm độ dai va đập. Hai là, chịu tác dụng của gradient nhiệt độ hoặc ứng suất lệch làm nguyên tử H sẽ dịch chuyển, hình thành các nguồn hãm lệch mới làm cho hợp kim trở nên giòn.

Như vậy, khi nghiên cứu và chế tạo hợp kim titan, một vấn đề vô cùng quan trọng là đánh giá mức độ hoà tan của các nguyên tố O, H, N và C. Ảnh hưởng của các nguyên tố này được cho trên hình 6.2.

6.1.2. Hợp kim titan

a) Vấn đề chung

Tất cả các nguyên tố có bán kính nằm trong dải 0,85 - 1,15 lần bán kính nguyên tử titan đều có khả năng hợp kim hoá thay thế và có khả năng hoà tan rất tốt trong titan. Các nguyên tố có bán kính nguyên tử nhỏ hơn 0,59 bán kính nguyên tử titan sẽ chiếm các vị trí xen kẽ, đồng thời cũng có khả năng hoà tan thay thế, thí dụ H, N, O, C. Do các nguyên tố nói trên dễ dàng hoà tan trong titan nên rất khó chế tạo các loại hợp kim có độ cứng cao nhờ tiết pha phân tán. Các nguyên tố hydro, nitơ, oxy và cacbon là những tạp chất có hại trong titan và hợp kim titan nhưng chúng lại có khả năng hoà tan rất mạnh, bởi vậy việc nấu đúc hợp kim titan là rất khó khăn và phức tạp.

Trong kỹ thuật, việc phân loại các nguyên tố hợp kim của titan dựa vào tác dụng của chúng lên tính ổn định của các pha α và pha β .

Các nguyên tố ổn định pha α : Al; O; N và Ga;

Các nguyên tố ổn định pha β : Mo; V; W.

Cu, Mn, Fe, Ni, Co và H cũng là những nguyên tố ổn định β nhưng còn có phản ứng cùng tích. Phản ứng cùng tích này thường chậm chạp và bị các quá trình khác khống chế, thí dụ việc giải phóng các nguyên tử thay thế cũng tham gia vào việc khống chế phản ứng cùng tích.

Vanadi và molipden có ảnh hưởng mạnh hơn đến tính ổn định của β và là những nguyên tố hợp kim thông dụng. Vonfram ít khi được dùng do nó có tỷ trọng cao. Đồng hình thành pha $TiCu_2$ làm cho hợp kim có thể biến cứng bằng hoá già và có thể nhiệt luyện được. Các hợp kim này thường dùng ở dạng tấm và hàm lượng các nguyên tố hợp kim thường lớn hơn 2,5%. Zr, Sn và Si là những nguyên tố trung gian. Riêng silic còn có tác dụng cải thiện nâng cao độ bền chống dao cho hợp kim.

Khi nghiên cứu các hợp kim của titan, vấn đề tiên quyết là làm thế nào để điều khiển quá trình tiết pha trong khi đúc cũng như nhiệt luyện sau này nhằm thu được tổ

chức và tính chất theo yêu cầu.

Rõ ràng là, hợp kim của titan với các nguyên tố khác có giản đồ pha rất phức tạp, khi làm nguội hoặc nung nóng có rất nhiều phản ứng cùng tính và cùng tích. Về mặt hợp kim hoá, có thể chia các nguyên tố hợp kim thành từng nhóm phụ thuộc vào việc chúng có tác dụng như thế nào đối với các phản ứng chuyển biến nói trên. Về nguyên tắc, khi nhiệt độ chuyển biến cùng tích càng cao, khả năng khuếch tán của các nguyên tố hợp kim càng lớn, tốc độ phản ứng càng nhanh. Quá trình phân hoá cùng tích thường kèm theo hiện tượng biến giòn,

chính vì vậy, khi hợp kim hoá người ta phải phối hợp các nguyên tố để cho quá trình phân hoá này không xảy ra hoặc có xảy ra nhưng với mức độ rất nhỏ.

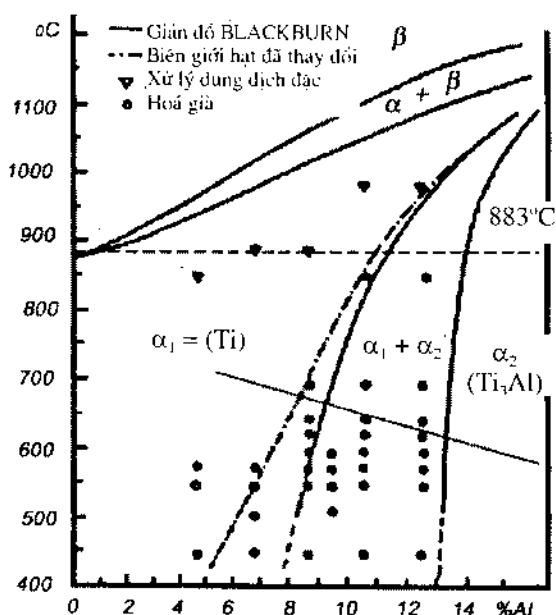
b) Hợp kim α -Ti (Ti-5Al-2,5Sn)

Đây là hợp kim titan α quan trọng nhất, trong đó nhôm là nguyên tố hợp kim chính ngoài Zr và Sn. Vai trò của Al tương tự như cacbon đối với thép. Ở nhiệt độ phòng, nhôm hoà tan khoảng 8% trong titan đặc và nó có tác dụng hoá cứng dung dịch rắn rất mạnh do nó có tác dụng mở rộng và ổn định vùng α .

Thiếc là nguyên tố ổn định pha α nhưng với mức độ thấp, có tài liệu còn cho rằng Sn nguyên tố hoá bền trung tính và tham gia vào quá trình hoá bền dung dịch rắn. Ngoài ra, thiếc còn có tác dụng cải thiện tính chất công nghệ, ngăn cản oxy hoá và ngăn cản khả năng chống dẻo của hợp kim. Khi có mặt Zr và Sn, ảnh hưởng của các nguyên tố đến tổ chức hợp kim được đánh giá bằng tiêu chuẩn Al đương lượng:

$$Al_{dl} = Al + \frac{1}{3}Sn + \frac{1}{6}Zr + 10(O + C + 2N)$$

Nếu giá trị Al_{dl} lớn hơn 9%, trong hợp kim sẽ có phản ứng tiết pha bất lợi. Do độ hoà tan của Al trong Ti giảm dần theo nhiệt độ. Khi hoá già, những hợp kim có nồng độ



Hình 6.3. Giản đồ trạng thái Ti-Al góc giàu Ti

$Al_{01} > 9\%$ sẽ có hiện tượng phân hoá α . Sản phẩm của hiện tượng phân hoá thông thường là pha Ti_3X (hay còn gọi là pha α_2) có cấu trúc lục giác xếp chặt trật tự, làm độ cứng, độ bền tăng lên; độ dẻo giảm mạnh và làm cho hợp kim trở nên giòn. Đặc tính này được cân nhắc tùy từng trường hợp cụ thể, thí dụ, hợp kim cần cơ tính tốt thì nên lợi dụng đặc tính này, hợp kim cần tính dẻo tốt thì phải hạn chế phản ứng tiết pha nói trên.

Trong một số trường hợp cần thiết, người ta còn cho thêm một lượng nhỏ các nguyên tố có tác dụng ổn định β , thí dụ molipden khoảng 1%, nhằm nâng cao khả năng nhiệt luyện và khả năng rèn dập của hợp kim $Ti-\alpha$. Vì đây là hợp kim α nhưng lại có một lượng nhỏ pha β nên chúng còn có tên hợp kim giả α (a near- α alloy). Một trong những hợp kim titan giả α là $Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo$, trong đó Sn và Zr là nguyên tố có tác dụng hoá bền dung dịch rắn. Hợp kim giả α ngày càng được nghiên cứu và phát triển rộng rãi vì chúng có khả năng làm việc tốt trong điều kiện nhiệt độ tăng dần, lên đến $500^\circ C$, thí dụ, các hợp kim $Ti-6Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.35Si-0.7Nb-0.06C$. Trong hợp kim này, niobi có tác dụng chống lại quá trình oxy hoá, cacbon làm giảm khoảng nhiệt độ chuyển biến mà trên nhiệt độ đó hợp kim sẽ có tổ chức hỗn hợp $\beta+\alpha$, tạo điều kiện thuận lợi cho quá trình xử lý cơ nhiệt sau này. Hợp kim nói trên được dùng để chế tạo các đĩa của động cơ máy bay thay thế cho các đĩa đã chế tạo từ siêu hợp kim nặng niken. Cấu trúc cuối cùng của những hợp kim này bao gồm các hạt α sơ cấp đồng trục; các tấm α ngăn cách bởi pha β .

Hợp kim $Ti-\alpha$ còn có những đặc tính sau:

- Tỷ trọng thấp;
- Độ bền trung bình;
- Hàn được;
- Tính ổn định tốt, chống oxy hoá tốt.

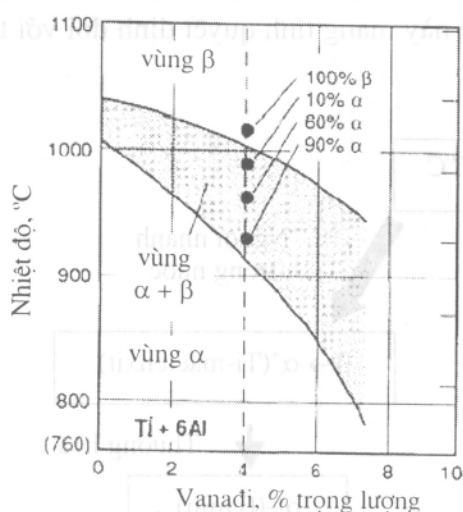
Hợp kim $Ti-5Al-2.5Sn$ sau khi thường hoá thường dùng chế tạo các chi tiết dạng tấm như cánh máy ép hoặc ống dẫn trong động cơ máy bay, cánh tuabin khí là những chi tiết cần có khả năng chịu oxy hoá, độ bền cao ở nhiệt độ $500 - 700^\circ C$, ổn định kích thước và tính chất trong điều kiện nhiệt độ tăng dần.

Hợp kim $Ti-5Al-2.5Sn$ có hàm lượng oxy thấp, sau khi thường hoá là loại đặc biệt dùng để chế tạo van đông lạnh áp suất cao làm việc xuống tới $423^\circ F$.

c) Hợp kim titan biến dạng hai pha ($\alpha+\beta$)

Hợp kim titan biến dạng hai pha ($\alpha+\beta$) là hợp kim của Ti với Al và các nguyên tố ổn định β . Đa số những hợp kim này đều có độ bền cao và tính gia công biến dạng tạo

hình tốt. Hàm lượng các nguyên tố ổn định β khoảng 4 - 6% để cho số lượng các nguyên tử thay thế trong β vẫn giữ nguyên khi làm nguội từ vùng β chuyển sang vùng $\alpha+\beta$. Tiêu biểu cho những hợp kim họ này là Ti-6Al-4V. Nhôm làm giảm mật độ, tăng tính ổn định của hợp kim và hoá bền pha α . Vanadi thúc đẩy việc hình thành một số lượng lớn pha dẻo β làm cho hợp kim có thể gia công được ở trạng thái nóng. Hợp kim Ti-6Al-4V chiếm một nửa trong tổng số các hợp kim titan đã được sản xuất do có độ bền cao (1100 MPa), khả năng chống bào tốt ở 300°C; có khả năng chống dao và tính đúc tốt.



Hình 6. 4. Giản đồ pha hợp kim Ti-6Al với vanadi



Hình 6. 5. Cấu trúc của Ti-6Al-4V, nung 1066°C trong 30 phút, nguội cùng lò

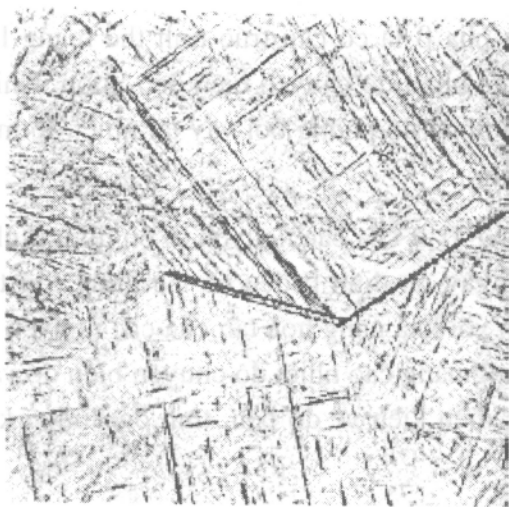
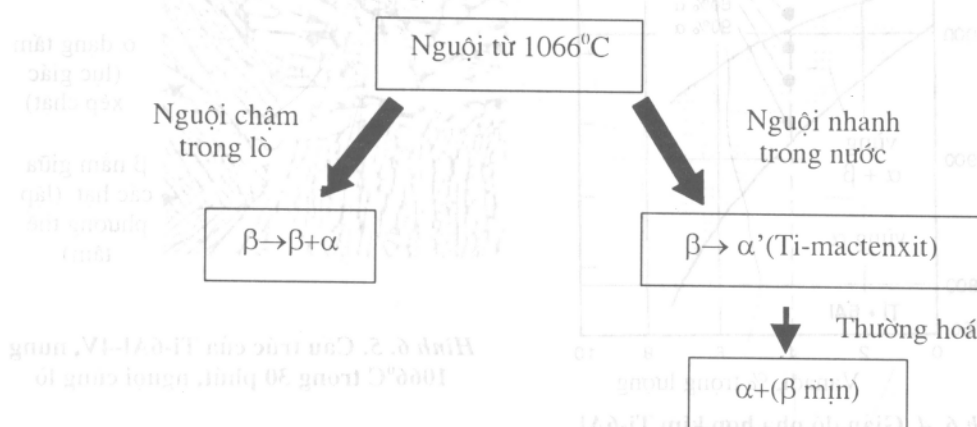
Một trong những đặc điểm nổi bật của pha β là có cấu trúc tinh thể mạng lập phương thể tâm và tương tự như sắt ferit, là nó có nhiệt độ chuyển biến dẻo- giòn. Nhiệt độ chuyển biến dẻo giòn có xu hướng vượt trên nhiệt độ phòng bởi vậy tại nhiệt độ môi trường, có thể xuất hiện các vết nứt trong hợp kim.

Do ảnh hưởng của nhôm, độ hoà tan trong Ti- α của các nguyên tố ổn định β như Cr, Mn, V, Nb, Hf, Zr sẽ tăng. Các nguyên tố gây ổn định β đều có tác dụng cản trở phân hoá cùng tích, mức độ cản trở tỷ lệ nghịch với khả năng hoà tan của các nguyên tố đó trong Ti- α . Các nguyên tố này còn có tác dụng nâng cao nhiệt độ chuyển biến do vậy hợp kim có đầy đủ các tính chất thoả mãn các điều kiện về độ bền, tính ổn định... khi làm việc ở nhiệt độ cao.

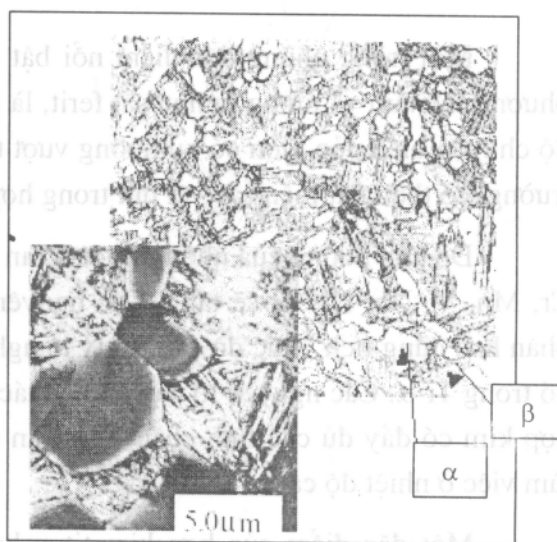
Một đặc điểm của hợp kim titan hai pha ($\alpha+\beta$) là quá trình nhiệt luyện. Tùy thuộc vào nhiệt độ và tốc độ nguội mà các chuyển biến xảy ra với mức độ khác nhau. Hợp kim titan hai pha cũng có thể dùng ủ kết tinh lại và tôi. Mục đích của ủ kết tinh lại là:

1. Khử bỏ ứng suất, giảm biến cứng;
2. Tạo độ bền và độ dẻo thích hợp;
3. Thay đổi kích thước hạt;
4. Thay đổi tỷ lệ α/β ;
5. Thay đổi thành phần hoá học của mỗi pha.

Nhiệt độ ủ cần đủ cao để quá trình kết tinh lại xảy ra, đồng thời phải đủ thấp để hàm lượng hợp kim trong β đủ lớn. Những vấn đề này mang tính quyết định đối với tính ổn định nhiệt của chi tiết trong quá trình sử dụng.

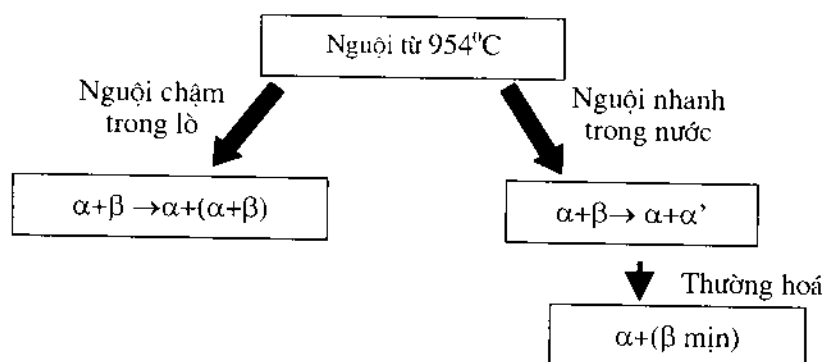


Hình 6.6. Tổ chức của hợp kim Ti-6Al-4V, sau khi nung ở 1066°C, tôi trong nước.



Hình 6.7. Tổ chức của hợp kim Ti-6Al-4V, sau khi nung ở 945°C, tôi trong nước.

Quá trình được minh hoạ như sơ đồ trên đây. Giá trị nhiệt độ nung cũng có tính chất quyết định đến việc hình thành tổ chức của hợp kim titan. Các thí nghiệm xuất phát từ nhiệt độ nung khác nhau và làm nguội với các tốc độ khác nhau đã chứng tỏ điều này. Thí dụ, nhiệt độ nung là 1066°C, các chế độ làm nguội khác nhau thì sản phẩm cũng rất khác nhau.



Bảng 6.2. Một số hợp kim titan hai pha ($\alpha + \beta$)

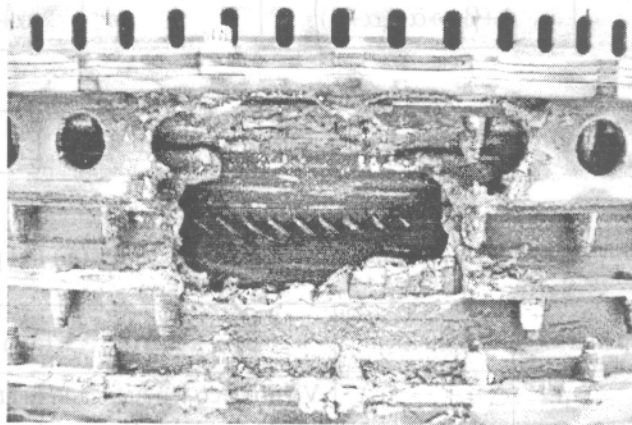
Hợp kim	Điều kiện	Lĩnh vực sử dụng
6%Al; 4%V	Tôi + hoá già	Vỏ động cơ tên lửa; cánh quạt và đĩa của động cơ máy bay và máy nén khí; chi tiết dập; van áp suất; bơm hoá chất và khí; các chi tiết máy lạnh; trang bị của quân nhu; chi tiết ngành hàng hải; cánh tuabin hơi nước.
6%Al; 4%V; (oxy thấp)	Tôi + hoá già	Van lạnh chịu áp suất cao làm việc dưới -320F
6Al + 6V + 2Sn	Tôi + hoá già	Vỏ động cơ tên lửa; cánh quạt và đĩa của động cơ máy bay, vỏ động cơ tên lửa; các chi tiết cho quân nhu; chi tiết kết cấu và bánh răng hạ cánh máy bay; nhạy cảm với nhiệt luyện; có khả năng biến cứng tốt.
7Al + 4Mo	Hoá già	Các chi tiết động cơ máy bay và tên lửa làm việc đến 800F; chi tiết dập dùng cho tên lửa; trang bị cho quân nhu.
6Al + 2Sn + 4Zr + 4Mo	Hoá già	Chi tiết cho máy bay phản lực hiện đại bền cao, có độ dai phá hủy cao ở những chỗ dày; vành bánh răng hạ cánh máy bay
10V + 2Fe + 3Al	Hoá già	Các chi tiết kết cấu có khối lượng lớn của khung máy bay cần độ dẻo dai ở nhiệt độ cao.
8Mn	Tôi	Các chi tiết dạng tấm trong máy bay; vỏ và chi tiết kết cấu; có tính tạo hình tốt, độ bền trung bình kết hợp được cả độ bền, tính hàn và tính tạo hình tốt.
3Al + 2V	Tôi	Chi tiết dạng lá và ống dẫn thủy lực trong máy bay;

Sau khi nung ở 1066°C trong 30 phút và tôi trong nước, hợp kim sẽ có tổ chức là những tấm mactenxit titan α_1 có mạng kiểu lục giác xếp chặt, các tấm này nằm song song với nhau một cách dày đặc. Độ cứng của mactenxit titan thấp hơn độ cứng của mactenxit trong thép. Nguyên công thường hoá sẽ làm hợp kim hoá bền khi bắt đầu tiết ra pha mịn β .

Hợp kim Ti-6Al-4V, sau khi nung ở 954°C , tôi trong nước sẽ có tổ chức là các hạt α rất thô có màu sáng và các hạt β mịn tạo thành vùng sẫm màu trong ảnh kim tương (hình 6.7).

6.1.3. Hợp kim Ti- β

Hợp kim titan β được phân chia thành hai nhóm, nhóm ổn định và nhóm không ổn định nhiệt động học. Để tạo ra hợp kim ổn định nhiệt động học, phải hợp kim hoá bằng các nguyên tố có mạng lập phương thể tâm ở nhiệt độ thường và hoà tan vô hạn trong Ti- β như V,



Hình 6.8. Hợp kim titan bị cháy

Mo, Nb, Ta. Nhưng các nguyên tố này lại có khối lượng riêng rất lớn. Hàm lượng các nguyên tố hợp kim phải đủ lớn mới có thể tạo thành hợp kim ổn định nhiệt động học, cho nên ưu điểm vật liệu nhẹ của titan sẽ mất đi, bởi vậy, loại hợp kim ổn định nhiệt động chỉ được sử dụng trong kỹ thuật trong những trường hợp đặc biệt, thí dụ, hợp kim β chống cháy. Việc cháy titan đôi khi hay xảy ra trong động cơ máy bay hoặc trong các bộ trao đổi nhiệt làm bằng hợp kim titan trong ngành công nghiệp hoá học (hình 6.8).

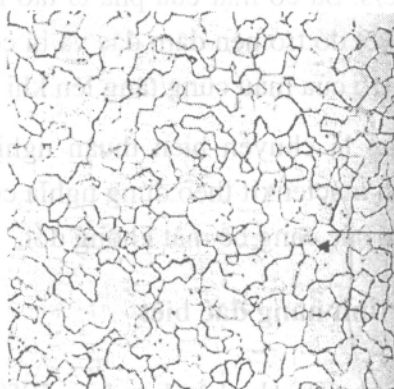
Để khắc phục tình trạng trên, người ta dùng hợp kim Ti-35V-15Cr. Hợp kim này có khả năng làm việc trong môi trường động cơ máy bay lên đến 510°C . Tuy vậy, crom không có tác dụng chống cháy trong hợp kim hai nguyên Ti-Cr vì trong đó không thể tạo được một lớp màng oxit liên tục có tác dụng bảo vệ.

Nhóm hợp kim titan β không ổn định

Đặc điểm của nhóm hợp kim này là rất dễ bị phân hoá do các phản ứng cùng tinh hoặc cùng tích. Để hạn chế các quá trình phân hoá trên, có thể tiến hành bằng hai

phương pháp. Một là, nhiệt luyện theo các chế độ hợp lý để nhận được các tổ chức ổn định. Hai là, tăng cường chủng loại các nguyên tố hợp kim với hàm lượng thích hợp để ổn định pha β .

Hình 6.9. Cấu trúc của hợp kim Ti-13V-11Cr-3Al, xử lý ở 788°C trong 30 phút, nguội trong nước



Pha β giả ổn định, (lập phương thể tâm)

Quá trình làm nguội pha β sẽ dẫn đến việc hình thành mactenxít α' có mạng sáu phương xếp chặt. Phản ứng này rất dễ xảy ra. Khi nồng độ các nguyên tố hợp kim càng tăng, nhiệt độ chuyển biến M_s càng giảm và số lượng β dư trong cấu trúc cũng càng tăng.

Để ổn định pha β , người ta còn dùng phối hợp các nguyên tố hợp kim, thí dụ, Ti-17Mo-5,5Cr-3Fe-3Al hoặc Ti-3Al-6V-4Mo-10Cr hoặc Ti-13V-11Cr-3Al là những hợp kim có độ bền cao và tính ổn định nhiệt rất tốt.

Bảng 6.3. Thành phần hoá học và lĩnh vực sử dụng của hợp kim Ti- β

Hợp kim	Công dụng
13V, 11Cr, 3Al	Các chốt, móc độ bền cao; chi tiết trong máy bay, vũ trụ; tấm có lỗ dạng tổ ong; có khả năng tạo hình tốt, gia công nhiệt được.
8Mo, 8V, 2Fe, 3Al	Các chốt, móc độ bền cao; chi tiết dạng tấm, phiến mỏng dẻo nhưng bền cao trong máy bay, vũ trụ; các chi tiết đập.
3Al, 8V, 6Cr, 4Mo, 4Zr	Các móc, chốt độ bền cao; thanh xoắn; cấu kiện trong máy bay.
11,5Mo, 6Zr, 4,5Sn	Các chi tiết yêu cầu dễ tạo hình, chống ăn mòn tốt; các chốt, móc độ bền cao; các chi tiết dạng tấm trong máy bay có độ bền cao.

Chuyển biến $\beta \rightarrow \omega$

Pha ω là pha giả ổn định được hình thành từ pha β trong hợp kim trên cơ sở Ti và Zr, Hf. Pha ω có ảnh hưởng rất lớn đến tính chất cơ học của hợp kim, thông thường nó

làm giảm các tính chất này. Trong hợp kim Ti-Nb, việc hình thành pha ω ảnh hưởng rất nhiều đến tính siêu dẫn của hợp kim. Chuyển biến thành ω là phản ứng không khuếch tán, thường xảy ra ở nhiệt độ dưới nhiệt độ T_0 và thường là không thể tránh được ngay cả khi tôi với tốc độ 1100°C/s . Sự có mặt của pha ω tạo ra những vết hỗn loạn trong mẫu nhiều xạ điện tử. Những vết đó trở nên đậm đặc và bị cong đi khi nhiệt độ hoặc nồng độ dung dịch tăng lên. Điện trở của mẫu cũng tăng lên khi pha ω hình thành.

Chuyển biến $\beta \rightarrow \omega$ là chuyển biến thuận nghịch và không khuếch tán nhưng không phải là chuyển biến mactenxit theo đúng nghĩa của mactenxit cổ điển vì không có sự biến dạng hình dáng do sức căng bề mặt không đối.

6.1.4. Hợp kim titan có tính năng đặc biệt

a. Hợp kim nhớ hình: Thành phần hợp kim 50% Ti + 50% Ni tính theo số lượng nguyên tử. Sau khi nhiệt luyện, hợp kim có khả năng khôi phục lại hình dáng ban đầu của mình tại một nhiệt độ mà nhiệt luyện đã định ra cho nó. Cơ sở của quá trình khôi phục lại hình dáng ban đầu (nhớ hình) chính là chuyển biến không khuếch tán mactenxit trong hợp kim.

b. Hợp kim Ti-Ni xấp xỉ dùng làm xương nhân tạo. Hợp kim này có chứa 44% Ti + 54% Ni và chế tạo bằng phương pháp bột xấp. Loại hợp kim này vừa có tính chịu ăn mòn, tính hút thấm tốt, đồng thời lại có khả năng tạo liên kết với gân, cơ trong cơ thể con người và động vật.

6.1.5. Đặc điểm công nghệ đúc hợp kim titan

Tóm tắt		
Pha α	Pha $\alpha + \beta$	Pha β
• Không thể gia công nhiệt luyện	• Nhiệt luyện tốt	• Nhiệt luyện tốt
• Có thể hàn được	• Phần lớn là hàn được	• Cơ bản là hàn được
• Độ bền từ thấp tới trung bình	• Độ bền từ trung bình tới cao	• Bền cao
• Dai và đập tốt	• Bền mỏi ở nhiệt độ cao không tốt như pha α	• Bền chống bào tốt ở nhiệt độ trung bình
• Chống oxy hoá, độ bền mỏi ở nhiệt độ cao	• Bền mỏi ở nhiệt độ cao không tốt như đa số hợp kim α	• Tính tạo hình tuyệt vời

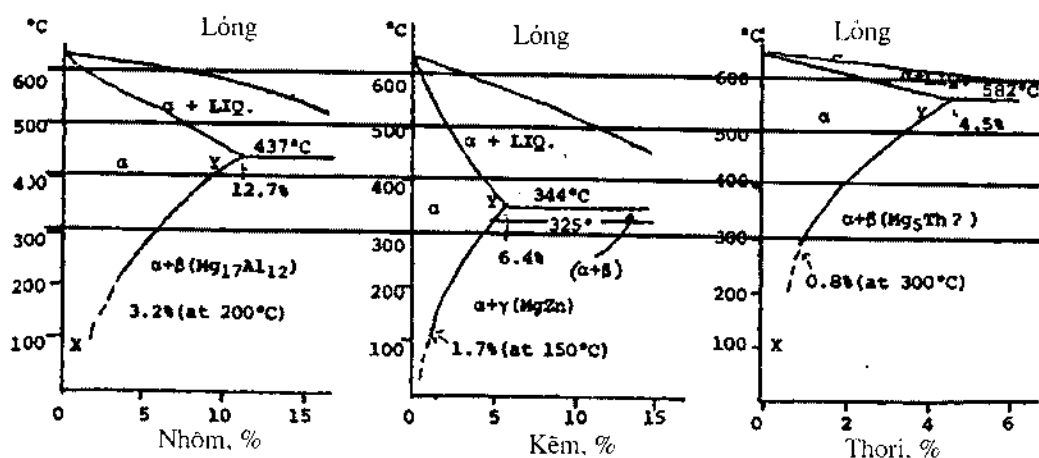
Hợp kim titan có tính đúc khá tốt: khoảng đồng hẹp, độ chảy loãng cao, mật độ thổi đúc lớn. Tuy nhiên, hợp kim titan tác dụng với hầu hết các vật liệu chịu nóng để làm khuôn đúc nên bề mặt chi tiết đúc thường xấu. Khắc phục bằng cách chuyển sang đúc

trong khuôn kim loại. Nhược điểm tiếp nữa là, hợp kim titan hút khí rất mạnh trong quá trình nấu luyện, bởi vậy thường phải nấu đúc trong môi trường chân không.

6.2. MAGIÊ VÀ HỢP KIM MAGIÊ

6.2.1 Đặc điểm hợp kim magiê

Magiê kim loại là nguyên tố có tỷ trọng nhỏ (1738 kg/m^3), nhiệt độ nóng chảy và nhiệt độ sôi thấp (651°C và 1120°C tương ứng); độ bền thấp (trong khuôn kim loại độ bền kéo $12,5 \text{ kg/mm}^2$). Đây là kim loại nhẹ nhất trong số kim loại đang dùng trong công nghiệp. Tuy nhiên, người ta không dùng magiê nguyên chất mà dùng hợp kim của magiê với một số nguyên tố như nhôm, kẽm, mangan... để nâng cao cơ tính và tính năng làm việc của chúng. Đặc biệt, các nguyên tố như liti, berili, canxi, cadmi, ceri, zirconi, titan, thori... làm cho hợp kim magiê có những tính năng đặc biệt, thí dụ có độ bền ở nhiệt độ cao.



Hình 6.10. Giản đồ trạng thái hợp kim Mg với Al, Zn và Th

Các nguyên tố Al, Zn và Th có tác dụng tạo sự biến cứng bằng pha phân tán. Trong hợp kim có nhiều kiểu pha giả ổn định phụ thuộc vào thành phần hợp kim. Thorium là nguyên tố tiết pha rất ổn định và nâng cao khả năng chống rão của hợp kim.

Zr là nguyên tố có tác dụng biến tính làm nhỏ mịn hạt rất mạnh, tuy nhiên cơ chế tác dụng của nó vẫn chưa được làm sáng tỏ. Zr có phản ứng hoá học với Al và Zn. Hợp kim magiê-zirconi không nên hợp kim hoá thêm các nguyên tố Al và Mn. Zirconium là nguyên tố tạo thành các pha mới của hợp kim có thể làm việc đến 400°C. Các nguyên tố

khác như Zn, Đất hiếm, Ag, Yt cũng có tác dụng tương tự. Nhôm và Mn còn làm giảm độ hoà tan của Zr trong kim loại lỏng, và như vậy là làm giảm khả năng tinh luyện của Zr.

Nhôm và kẽm là những nguyên tố hợp kim hoá để tạo thành các loại hợp kim magiê có độ dẻo cao, đồng thời cũng làm tăng bền của hợp kim do chúng có tác dụng hoá bền dung dịch rắn. Trong hợp kim cũng có thể hình thành pha $Mg_{17}Al_{12}$.

Bảng 6.4. Một số hợp kim magiê dùng để đúc (Tiêu chuẩn Nga)

	Loại	%Mn	%Al	%Zn	%Ce	%Zr	%Nb	Khác
Mg-Al-Zn	MJ14	0,15 - 0,5	5 - 7	2 - 3				
	MJ15	0,15 - 0,5	7,5 - 9	0,2 - 0,8				
	MJ16	0,1 - 0,5	9 - 12	0,6 - 1,2				
Mg-Zn-Zr	MJ18			5,5 - 5,6	0,2 - 0,8	0,7 - 1,1		
	MJ112			4,0 - 5,0		0,6 - 1,1		
	MJ1117			8,8 - 9,2	0,2 - 1,2	0,7 - 1,1	0,03 - 0,3	
Mg-Re-Zr	MJ19					0,4 - 0,7	1,9 - 2,6	0,2 - 0,8in
	MJ110			0,2 - 0,7		0,4 - 0,8	2,2 - 2,8	
	MJ111			0,2 - 0,7		0,6 - 1,0		2,5 - 4,0ĐH
	MJ119			0,1 - 0,6		0,5 - 1,0	0,6 - 2,3	1,4 - 1,2Y
	AZ63A	0,15	5,3 - 6,7	2,5 - 3,5				
	AZ81	0,13	7,0 - 8,1	0,4 - 1,0				
	AZ91	0,13	8,1 - 9,3	0,4 - 1,0				
	AZ92	0,10	8,3 - 9,7	1,7 - 2,3				

Hợp kim Mg-Al-Zn

Nhôm và kẽm hoà tan trong magiê khá nhiều (12,7 và 8,4% tương ứng). Độ hoà tan này giảm dần cùng nhiệt độ. Đặc điểm này là cơ sở để tiến hành nhiệt luyện tăng bền cho hợp kim magiê bằng cách tôi hoặc hoá già. Để tăng khả năng chống ăn mòn, có thể cho thêm một lượng nhỏ Mn, khoảng 0,15 - 0,5%. Đa số các hợp kim nhóm này đều sử dụng ở trạng thái sau ủ để đảm bảo hợp kim có tổ chức dung dịch rắn α và pha tăng bền Mg_4Al_3 . Đặc điểm của họ hợp kim này là có quá trình tiết pha tăng bền $Mg_{17}Al_{12}$ và $Mg_3Al_2Zn_3$.

Hợp kim Mg-Zn-Zr

Trong hệ này kẽm là nguyên tố hoá bền chính, zirconi có tác dụng biến tính làm nhỏ mịn hạt, nâng cao độ bền, độ dẻo, cải thiện tính chống ăn mòn. Đặc điểm của hợp kim này là chúng không nhạy cảm với hiện tượng ăn mòn dưới tác dụng của ứng suất.

Hợp kim Mg - Đất hiếm -Zr

Các nguyên tố đất hiếm trong hợp kim magiê có tác dụng chủ yếu là nâng cao tính chịu nóng. Các nguyên tố La, Ce, Nb đều tạo các hợp chất với Mg. Các hợp chất giàu Mg hơn sẽ cùng với Mg tạo thành phần cùng tinh. Nền của hợp kim này chủ yếu là các hạt dung dịch rắn hoá bền của các nguyên tố đất hiếm trong magiê. Dung dịch rắn này còn được hoá bền tiếp nữa nhờ hỗn hợp cùng tinh bền bao gồm dung dịch rắn và một hợp chất hoá học nào đó. Bởi vậy, nhóm hợp kim này có thể cải thiện tính chất làm việc nhờ tác dụng của nhiệt luyện rất mạnh. Đây là họ hợp kim có tính bền nóng khá cao. Tổ chức nền gồm có pha α và có thể có các pha liên kim hoặc dạng β . Những pha này có tính ổn định cao, góp phần quyết định đến tính bền nóng của hợp kim.

Một đặc điểm của hợp kim magiê là cũng cần nhiệt luyện để nâng cao tính năng làm việc. Do magiê không có chuyển biến thù hình khi nung, nên chế độ nhiệt luyện chủ yếu là tiết pha tăng bền và hoà tan các nguyên tố hợp kim. Quá trình nhiệt luyện hợp kim magiê có những đặc điểm sau:

- Thời gian giữ nhiệt để ủ hoặc tôi dài hơn so với nhôm vì các nguyên tố hợp kim khuếch tán chậm.
- Môi trường tôi thường chỉ cần không khí hoặc nước nóng.
- Động học phân hoá hợp kim khi hoá già không quá phức tạp.
- Sự tích tụ và lớn lên của pha γ bắt đầu ngay từ khi sự phân hoá α chưa kết thúc, do vậy độ bền cực đại sẽ đạt được tại thời điểm kết thúc quá trình phân hoá dung dịch rắn quá bão hoà.

Hợp kim mangan-magiê là dung dịch rắn của Mn trong Mg có kèm theo các vật lẫn là Mn sơ cấp với số lượng và kích thước như thế nào còn phụ thuộc vào hàm lượng Mn và tốc độ nguội của hợp kim. Khi hàm lượng Mn thấp, tốc độ nguội nhanh, lượng Mn sơ cấp sẽ rất nhỏ. Hợp kim nổi bật trong nhóm này là hợp kim của magiê với mangan. Hợp kim có khoảng đồng hẹp (chỉ 5%), độ chảy loãng cao, co ngót nhiều, xu hướng tạo xốp co và bờ nóng nhỏ, chịu ăn mòn tốt trong axit HF, dung dịch xút và soda đậm đặc. Hợp kim này có thể gia công cơ và hàn được. Độ bền kéo ở trạng thái đúc của

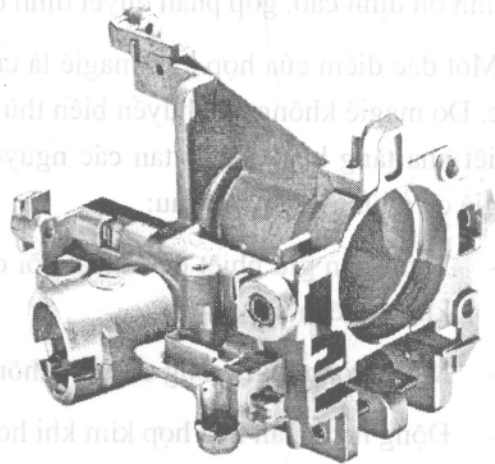
các hợp kim nói trên dao động trong khoảng 9 đến 20 daN/mm², ở trạng thái sau nhiệt luyện thích hợp có thể đạt được 20 - 25 daN/mm².

Bảng 6.5. Một số hợp kim magiê và ứng dụng

Loại	Lĩnh vực sử dụng
MJ17	Tải trọng trung bình (2,5 daN/mm ²) ở nhiệt độ lên đến 200°C
MJ19	Tải trọng lớn ở nhiệt độ cao đến 250 - 300°C
MJ111	Không cần nhiệt luyện, tổ chức xít kín và tải trọng cao ở nhiệt độ đến 250°C
MJ112	Tải trọng cao, đồng nhất về cấu trúc, giới hạn chảy cao.
MJ114	Tải trọng cao ở nhiệt độ 300 - 400°C, tính chống bào tốt.

Nhóm CANMET đã tiến hành nghiên cứu hai hợp kim có thành phần cho trong bảng 6.6 về tính đúc, khả năng sử dụng của chúng và đi đến một số nhận định sau.

Hợp kim AE42 là nhóm hợp kim có chứa Al và đất hiếm và tỏ ra là một loại vật liệu có khả năng làm việc ở nhiệt độ cao tốt hơn so với AJ52x nhưng hợp kim này khó đúc và giá thành lại cao. Tính chống bào tốt và các thuộc tính ở nhiệt độ cao làm cho AE42 trở thành hợp kim tiêu chuẩn, trên cơ sở của nó có thể đánh giá các loại hợp kim khác.



Hình 6.11. Chi tiết giá đỡ trong động cơ ô tô chế tạo bằng hợp kim magiê

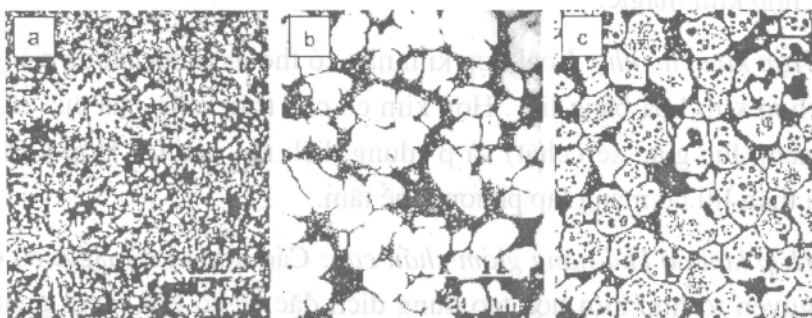
Hai hợp kim này được sử dụng để chế tạo các chi tiết trong ô tô, máy bay, thí dụ, vô lăng, đệm khung, khung sườn, khung ghế, nắp van... nhằm mục đích giảm trọng lượng các chi tiết trong ô tô. Hợp kim AJ52x có tính đúc tốt, tính chịu nhiệt khá, độ bền tương đối cao (218 MPa ở nhiệt độ thường và 118 MPa ở 200°C). Hợp kim này có thể dùng phương pháp đúc khuôn kim loại nhưng đòi hỏi một số điều kiện đặc biệt, thí dụ, nhiệt độ rót phải đạt 720°C, nhiệt độ bề mặt khuôn phải ở 300 - 350°C, thiết bị đúc phức tạp hơn... Thậm chí, các điều kiện trên đã thoả mãn vẫn rất khó đúc được các chi tiết có chiều dày thành nhỏ hơn 2 mm. Hơn nữa, hợp kim trung gian chứa Zr đắt hơn rất nhiều

so với hợp kim trung gian chứa Ca và mismetal chứa Ce, điều đó làm cản trở việc sử dụng Zr làm nguyên tố hợp kim trong Mg.

Nghiên cứu nhóm hợp kim Mg-Al-Zn (AZ) trong ba công nghệ : đúc ép, đúc rheocasting và thixocasting, người ta nhận thấy rằng, trong thành phần pha của hợp kim có xuất hiện $Mg_{17}Al_{12}$. Số lượng, hình dạng và sự phân bố của hợp chất $Mg_{17}Al_{12}$ có ảnh hưởng rất mạnh đến tính chất cơ học của vật đúc. Thậm chí các hợp kim giống nhau, cùng khuôn kim loại như nhau nhưng công nghệ đúc khác nhau (đúc ép, reocasting và thixocasting) thì tổ chức tế vi cũng rất khác nhau (hình 6.12).

Bảng 6.6. Thành phần hoá học của hợp kim Mg theo CANMET-Canada

	Thành phần hoá học					
	Al	Zn	Mn	Sr	R.E	Khác
AE42	3,6 - 4,4	0,2	0,1 - 0,3	-	2,0 - 3,0	tạp chất Si, Fe, Cu, Ca
AJ52x	4,9	0,01 - 0,023	0,23 - 0,36	1,6 - 1,9	-	tạp chất Si, Fe, Cu, Ca

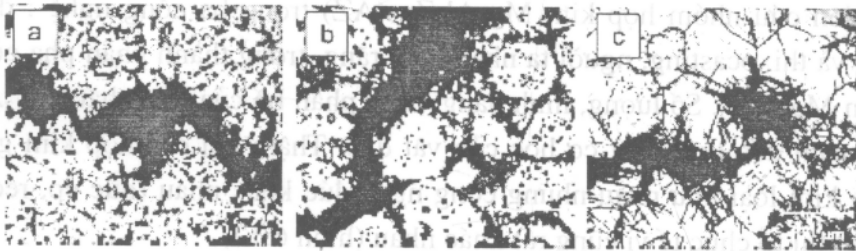


Hình 6.12. Cấu trúc vật đúc: (a) hợp kim AZ91 đúc ép, (b) AZ91 đúc rheocasting, (c) AZ81 đúc thixocasting

Trong phương pháp đúc ép, các hạt $Mg_{17}Al_{12}$ phân tán đều và cách biệt làm cho hợp kim có tính chất tốt hơn, đặc biệt là tính dẻo, so với cấu trúc mạng liên tục của $Mg_{17}Al_{12}$ trong các chi tiết đúc bán lỏng. Gia công nhiệt luyện phân tán có thể khử được pha $Mg_{17}Al_{12}$.

Quá trình hình thành và lan truyền vết nứt trong vật đúc đúc bằng các phương pháp khác nhau cũng hoàn toàn khác nhau. Khi đúc ép, hình dạng của vết nứt rất ngoằn ngoèo và nhám bởi vì pha β phân bố đều và mịn, không liên tục. Khi đúc bán lỏng, pha β tạo thành một mạng liên tục cho nên hình dáng của vết nứt thẳng và trong hơn. Vật

đúc magiê đã gia công nhiệt sẽ có hiện tượng lan truyền vết nứt kèm với hình thành song tinh năng lượng cao xung quanh đầu mút của vết nứt.



Hình 6.13. Đường nứt trong vật đúc: (a) AZ91 đúc ép, (b) AZ81 thixo và (c) AZ81 thixocast có xử lý nhiệt hoà tan

Xu hướng nghiên cứu các loại hợp kim magiê

Với lợi thế là nhẹ và tính năng làm việc khá, hợp kim magiê đang được tập trung nghiên cứu nhiều theo các hướng nêu trên hình 6.14. Có bốn hướng nghiên cứu nâng cao chất lượng hợp kim magiê:

1. *Hợp kim cực nhẹ*: Loại hợp kim này có thể đạt khối lượng riêng nhỏ hơn 1500 kg/m³ khi hợp kim hoá bằng liti. Hợp kim có cấu trúc song pha của α - dung dịch rắn của Mg (mạng lục giác xếp chặt) và β - dung dịch rắn của Li. Hợp kim có tính dẻo rất cao do bản thân liti có mạng lập phương thể tâm.

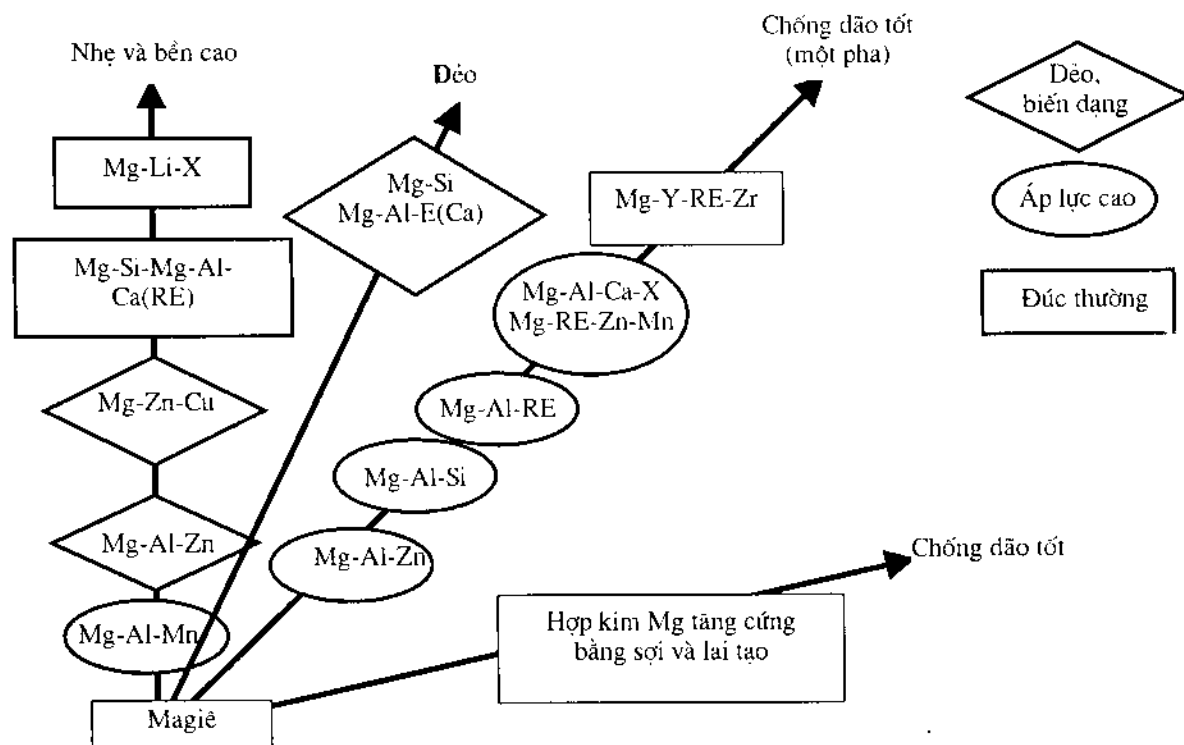
2. *Hợp kim có khả năng giảm chấn cao*: Các hợp kim magiê có chứa một lượng nhỏ các nguyên tố hợp kim hoá tạo dung dịch đặc sẽ có khả năng giảm rung động cơ học. Năng lượng rung động sẽ bị hấp phụ bởi song tinh dẻo trong tổ chức hợp kim. Thường dùng hợp kim hai nguyên Mg-Zr với 0,4 - 0,6% Zr. Hợp kim có độ bền cao gấp đôi Mg. Độ bền riêng có thể cạnh tranh với thép.

3. *Hợp kim bền nhiệt*: Hợp kim magiê chứa Y, Nb, Te có tính bền nhiệt khá cao do các pha tiết ra có tính ổn định nhiệt, mịn và phân bố đều.

4. *Hợp kim vô định hình*: Một số hợp kim dạng Mg-TM-Ln, trong đó TM là các kim loại Cu, Ni, Zn, rất dễ hình thành tổ chức thuỷ tinh, thí dụ, hợp kim magiê có 10% Cu + 10% Y (tính theo nguyên tử) có độ bền ở nhiệt độ phòng là 790 MPa, độ đàn hồi 0,2%.

Một lĩnh vực đầy tiềm năng ứng dụng các hợp kim magiê đúc áp lực cao là các thiết bị tàu tự động và thiết bị lái tàu, đặc biệt là hợp truyền động làm việc ở nhiệt độ cao, độ ẩm lớn. Những hợp kim có thể sử dụng trong các điều kiện đó thuộc nhóm AM,

nhóm này có độ dẫn dài lớn hơn hợp kim AZ91. Về mặt ứng dụng các hợp số tự động và trong tàu tự động, lĩnh vực nhiệt độ cao vẫn là rào cản lớn nhất. Lý do chính là độ bền chống rão của hợp kim magiê thường rất kém. Khắc phục hiện tượng này thông thường dùng kim loại đắt hiếm làm nguyên tố hợp kim. Nhóm hợp kim này sẽ có khả năng chống rão tốt hơn, tính đúc khá hơn và không bị nứt nóng.



Hình 6.14. Xu hướng nghiên cứu hợp kim magiê

Công nghệ Keronite sử dụng hiện tượng oxy hoá điện cực bằng plasma để chuyển lớp bề mặt hợp kim magiê thành lớp oxit gốm mật độ cao và rất cứng. Quá trình tiến hành nhờ giồng xung điện lưỡng cực kèm với việc hình thành sóng đặc biệt lan truyền trong bể dung dịch kiềm loãng. Giồng điện sẽ tạo ra hiện tượng phóng tích điện trên bề mặt magiê để tạo ra một lớp khoáng kiểu spinel ($MgAl_2O_4$). Chất điện phân không chứa crom và amoniac. Thành phần không độc rất dễ dàng loại bỏ chỉ một lần sau khi sử dụng. Bản chất lớp phủ Keronite bao gồm ba lớp: lớp thứ nhất là lớp trung gian mỏng có liên kết phân tử rất bền giữa lớp kim loại nền và lớp gốm, đồng thời làm giảm khả năng xảy ra hiện tượng nứt hoặc tạo vảy. Lớp thứ hai là lớp có mật độ cao và rất rắn

(có thể lên đến 400 - 600 HV), có tính chống mòn cao, có thể gấp 2 lần so với độ chịu mài mòn của bề mặt anot hoá khi mài mòn trượt. Lớp thứ ba là một lớp xốp, dễ dàng hút thấm các chất màu, dầu, nhựa giống như sơn để trang trí, đồng thời cũng là lớp có tác dụng chịu ăn mòn rất tốt. Về bản chất, quá trình Keronite khác với anot hoá ở chỗ, Keronite sử dụng xung điện của cả cực âm lẫn cực dương, trong khi đó, anot hoá chỉ sử dụng giòng một chiều.

Bảng 6.7. Các nhóm hợp kim magiê cơ bản

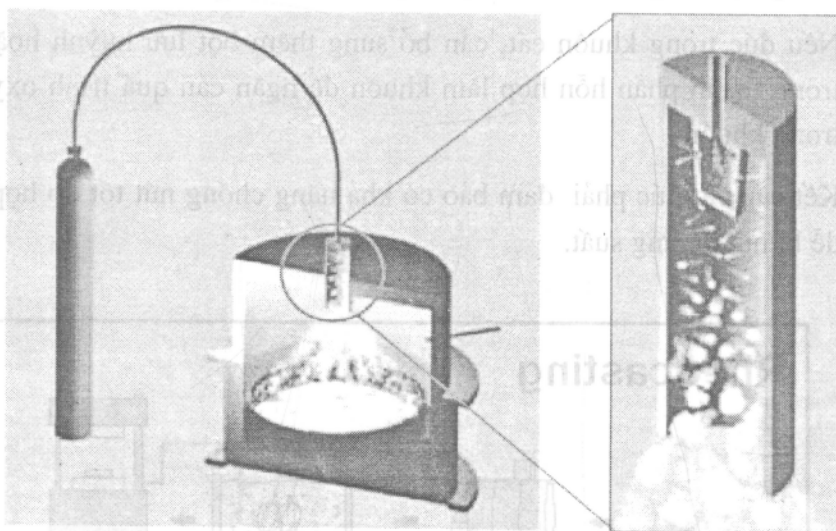
Theo ASTM	AZ	AM	AS	AE
Nguyên tố hợp kim chính	Al; Zn	Al	Al; Si	Đất hiếm
Ưu điểm	Độ bền cao ở nhiệt độ thường, tính đúc tốt	Đẻo tốt hơn nhóm AZ	Độ bền và tính chống rão được cải thiện do có tiết pha Mg ₂ Si	Bền nhiệt độ cao và tính chống rão tốt do có tiết pha Mg-RE.
Nhược điểm	Bền nhiệt kém, dẻo kém	Tính chất ở nhiệt độ thường bị giới hạn; tính đúc kém	Tính đúc kém	Tính đúc kém.

Đặc điểm đúc hợp kim magiê

Hợp kim magiê có ưu điểm nổi bật là: nhẹ hơn thép 4,5 lần, nhẹ hơn nhôm 1,5 lần; có khả năng hợp kim hoá để tạo ra các loại hợp kim có tính năng đặc biệt rất phù hợp cho lĩnh vực hàng không, vũ trụ. Nhược điểm của hợp kim magiê là rất dễ bị oxy hoá. Bởi vậy, trong quá trình nấu luyện bắt buộc phải dùng xỉ hoặc khí che phủ. Hiện nay, khí che phủ dùng SF₆ (sunfua hexaflor) rất có hiệu quả về mặt kỹ thuật nhưng không có hiệu quả về mặt môi trường vì khí thải này khi vào môi trường sẽ gây hiệu ứng nhà kính (greenhouse). Người ta đang cố gắng thay thế SF₆ bằng những loại khí khác, thí dụ SO₂.

Khi sản xuất và đúc magiê, sunfua hexaflor SF₆ thường được sử dụng với vai trò chất khí che phủ kim loại lỏng. Khí SF₆ ngăn cản sự oxy hoá bề mặt kim loại lỏng một cách nhanh chóng (có thể là cả cháy kim loại) khi kim loại lỏng tiếp xúc trực tiếp với không khí. Cơ chế tác dụng của nó là, SF₆ sẽ hình thành một màng bảo vệ (MgO) có chứa fluorin. Khí SF₆ là khí không màu, không mùi, không bắt lửa, không độc và cực kỳ ổn định. Tuy nhiên nó có nhược điểm là hình thành hiệu ứng nhà kính khi thoát vào khí quyển. Xu hướng hiện nay là dùng các loại khí che phủ khác mà không vi phạm công ước Kyotô, thí dụ SO₂ hoặc CO₂. Việc sử dụng khí SO₂ cũng gặp khó khăn là khí này

độc hại đối với sức khoẻ con người. Người ta đang nghiên cứu và sử dụng máy tạo tuyết CO_2 trên bề mặt magiê lỏng. Lớp tuyết lỏng có thể ngăn ngừa hiện tượng cháy hao đồng thời ngăn cản hiện tượng bốc hơi của magiê lỏng.



Hình 6.15. Nguyên lý thiết bị nấu Mg có máy tạo tuyết CO_2

Công nghệ nấu hợp kim magiê

1. Việc sản xuất hợp kim magiê có chất lượng cao gặp nhiều khó khăn do hợp kim có nhiệt dung nhỏ, tỷ trọng thấp, sự khác biệt về tỷ trọng giữa kim loại lỏng và tạp chất cũng nhỏ nên rất khó loại bỏ, đặc biệt là magiê có ái lực hoá học rất cao. Bởi vậy, oxit magiê dễ hình thành và lẫn vào kim loại lỏng.

2. Để hạn chế hiện tượng trên, phải sử dụng chất trợ dung trong nấu luyện. Các chất trợ dung phải có hai tác dụng, thứ nhất, chống lại quá trình oxy hoá và cháy hao kim loại, thứ hai, loại bỏ các tạp chất. Các muối hay dùng là hai hoặc ba cấu tử của các loại muối clorua như AlCl_3 ; CaCl_2 ; MgCl_2 ; MnCl_2 và H_3BO_4 .

3. Khử kim loại tạp chất có thể dùng Mn; Ce và Zr. Khử khí dùng biện pháp thổi khí trơ hoặc hỗn hợp khí clo với tetraclorua cacbon.

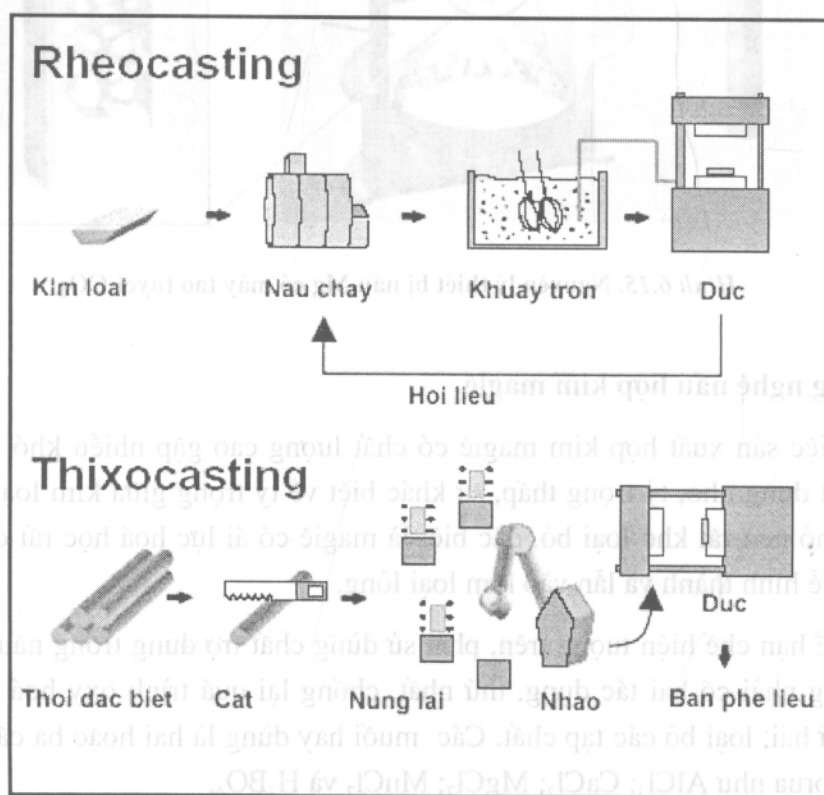
4. Nồi nấu có thể dùng nồi thép hoặc gang. Nấu trong lò nổi hoặc lò điện trở, gạch xây lò dùng manhezit, không dùng gạch có SiO_2

5. Khử khí, tinh luyện và biến tính hợp kim magiê bằng các cách sau đây. Thứ nhất, quá nhiệt kim loại lỏng lên $850 - 900^\circ\text{C}$ trong khoảng 10 - 20 phút đối với hợp kim

có chứa Mn và Fe. Thứ 2, cho vào hợp kim lỏng các chất có chứa cacbon như khí axetylen; CO_2 ; graphit; CaCO_3 ; CaC_2 .

Khuôn đúc hợp kim magiê cần phải đảm bảo một số tính chất sau đây.

- Dừng hệ thống rót êm, rót xiphông, rót khe hẹp.
- Nếu đúc trong khuôn cát, cần bổ sung thêm bột lưu huỳnh hoặc axit boric trong thành phần hỗn hợp làm khuôn để ngăn cản quá trình oxy hoá magiê trong khuôn.
- Kết cấu vật đúc phải đảm bảo có khả năng chống nứt tốt do hợp kim magiê dễ bị nứt do ứng suất.



Hình 6.16. Nguyên lý đúc rheocasting và thixocasting

Các hợp kim magiê đều có thể đúc cả trong khuôn cát cả trong khuôn kim loại, nhưng do những đặc điểm đã trình bày ở trên nên hợp kim magiê chủ yếu được đúc trong khuôn kim loại với những công nghệ đúc đặc biệt, thí dụ thixocasting hoặc rheocasting hoặc đúc ép.

Đúc ép bắt đầu với kim loại quá nhiệt. Mặc dầu khá nhiều nhiệt bị thất thoát trong quá trình di chuyển và chậm trễ trong xilanh ép và chúng ta cũng hiểu rằng, tại lúc bắt đầu ép, chưa có một chút kim loại rắn nào kết tinh. Kết tinh không cân bằng bắt đầu từ việc hình thành mầm của những hạt Mg- α sơ cấp. Sau đó là các nhánh cây tiếp tục phát triển. Phần kim loại lỏng còn lại ở trong vùng giữa các nhánh cây sẽ đông đặc cuối cùng theo kiểu cùng tinh biệt lập hoặc biệt lập một phần.

Công nghệ đúc khuôn kim loại áp lực cao rất thích hợp cho các chi tiết thành mỏng, kích thước lớn, thí dụ, cánh cửa ô tô hoặc vỏ TV. Khi sử dụng công nghệ chân không, đúc trong khuôn áp lực cao, hợp kim AM có thể đạt được độ dãn dài trên 10%. Nhưng công nghệ trên sẽ không có hiệu quả khi chi tiết có chiều dày lớn hơn, cần độ kín về áp suất như các chi tiết trong máy thủy lực. Bởi vậy, giải pháp tốt hơn cả là dùng các phương pháp đúc ở trạng thái bán lỏng. Đúc bán lỏng lại được chia làm ba phương pháp: thixocasting; rheocasting và new rheocasting (NRC).

Trong phương pháp thixocasting truyền thống, vật liệu đúc là hợp kim chuyên dụng được sản xuất sẵn từ trước. Đó chính là những thỏi hợp kim có tổ chức hình cầu, tổ chức này sẽ thể hiện tính chảy dẻo khi được nung đến trạng thái bán lỏng. Người ta cắt thỏi hợp kim đặc biệt này thành những cục có kích thước thích hợp, đem đi nung đến trạng thái bán lỏng rồi đưa vào máy ép thành chi tiết. Tương tự với công nghệ này còn có phương pháp gọi là đúc chảy dẻo trong khuôn (thixomoulding). Nội dung của nó là, magiê hạt được cấp vào cho máy ép đùn kiểu xoắn tải. Trong quá trình dịch trượt trong xoắn tải, hạt magiê bị nung nóng do ma sát và chuyển thành trạng thái bán lỏng rồi được ép đùn vào khuôn. Vật liệu dùng cho cả hai công nghệ này không phải lúc nào cũng có sẵn trên thị trường với số lượng lớn và bởi vậy, giá thành chi tiết sẽ khá cao. .

Thixocasting không bắt đầu từ kim loại lỏng mà từ những thỏi magiê đặc biệt đã chế tạo sẵn bằng phương pháp ép đùn, rồi nung lên đến nhiệt độ có trạng thái bán lỏng. Do tác dụng của quá trình ép đùn mà magiê có cấu trúc đồng trục và nhỏ mịn mà không có một chút xốp tế vi nào trong các hạt Mg- α . Khi đạt được nhiệt độ đường đặc, trong kim loại xảy ra hiện tượng gọi là lỏng hoá ở trên biên giới hạt. Do pha lỏng hoà tan nhiều Al hơn so với pha đặc, pha rắn liền kề sẽ trở nên thiếu Al do đó nhiệt độ đường đặc khu vực cục bộ sẽ tăng lên. Nhiệt độ đường đặc trong các hạt có hàm lượng Al bình thường thì không thay đổi và do đó các đảo lỏng sẽ phát triển. Số lượng và kích thước của các túi lỏng phụ thuộc vào thời gian giữ ở trạng thái bán lỏng. Thời gian giữ nhiệt ngắn, nhiều đảo lỏng xuất hiện. Các đảo này sẽ ít hơn và lớn hơn nhờ có hiện tượng lớn lên và tập trung các hạt trong khi giữ kim loại trước khi đúc.

Công nghệ rheocasting bao gồm việc khuấy trộn kim loại lỏng trong khi đông đặc để tạo ra trạng thái bán lỏng, sau đó bắn trực tiếp kim loại bán lỏng này vào trong khuôn. So với công nghệ thixocasting, phương pháp rheocasting có những ưu điểm sau đây:

- Giảm tính phức tạp của quá trình, không cần hệ thống nung nhiều giai đoạn, cũng không cần hệ thống vận chuyển tự động.
- Tính linh động về kích thước bắn tăng lên: Không có sự hạn chế nào về kích thước phun bắn có liên quan đến tỷ lệ chiều cao/đường kính của thoi.
- Có thể biến tính hợp kim ở trong nhà.
- Phân pha rắn có thể điều chỉnh được: thoi kim loại có khoảng tạo pha rắn khá hẹp.
- Phôi liệu ban đầu sẵn có và nguyên công chuẩn bị đơn giản hơn.
- Có thể sử dụng lại phế liệu, trong khi đó phế liệu của Thixocasting phải bán trở lại cho nhà cung cấp để chế tạo vật liệu chuyên dùng.

Về nguyên lý, phương pháp New Rheocasting (NRC) dựa trên nguyên tắc tạo mầm đồng nhất cưỡng bức của các hạt α , những hạt này tiếp tục phát triển thành dạng cầu do quá trình làm nguội có điều khiển. Khi kim loại lỏng chạm vào thành nổi lò bằng thép, nhiệt độ kim loại giảm đột ngột xuống nhiệt độ của trạng thái bán lỏng và các mầm của hạt α bắt đầu hình thành. Pha lỏng không được quá nhiệt nhiều, nếu không, mầm sẽ bị tan trở lại. Thực nghiệm cho thấy quá nhiệt khoảng 10 - 20°C là vừa đủ.

Đặc biệt, bao nhiêu pha rắn đã hình thành trong kim loại khi bắt đầu đúc cũng không thành vấn đề đối với công nghệ NRC vì kim loại đúc sẽ chảy loãng khá hơn và có tính điền đầy tốt hơn khi nó chịu ứng suất trượt trong quá trình ép. Điều này có nghĩa là, các hạt α cần phải có hình dạng càng gần hình cầu càng tốt và chúng phải được nối với nhau qua những cầu nối α , những cầu này sẽ bị phá hủy khi gặp ứng suất trượt ở khu vực rãnh dẫn của khuôn ép. Sau khi đông đặc, việc hình thành những cầu nối α cũng lại có lợi cho việc hình thành các tính chất như độ dẫn dài và thuộc tính chống mỏi.

Quá trình chuẩn bị kim loại bán lỏng trong công nghệ NRC dựa trên cơ sở tạo mầm cưỡng bức của các hạt Mg- α , sau đó là tiếp tục lớn lên theo dạng hình cầu dưới tác dụng của nguội chậm có điều khiển, xuống nhiệt độ hình thành trạng thái bán lỏng có khoảng 50% pha rắn. Sau khi đúc, tất cả cùng tập trung ở vùng lỏng nằm giữa các hạt cầu Mg- α . Kết quả, pha $Mg_{17}Al_{12}$ không hình thành các hạt riêng biệt như trong công nghệ đúc ép mà nó hình thành một mạng liên tục.

Đa số các nghiên cứu phát triển của hợp kim magiê đúc khuôn kim loại được sử dụng để chế tạo các chi tiết kết cấu dùng trong công nghiệp ô tô như bảng công cụ, khung ghế ngồi, tay lái... Đó là những chi tiết cần có độ dẻo cao, hấp phụ năng lượng tốt và chống va đập tốt khi gặp tai nạn.

Trong lĩnh vực công nghiệp khác, hợp kim magiê đúc trong khuôn kim loại còn được sử dụng làm các chi tiết gọi là “3C products” (computers; communications; consumer electronics), kể cả bảng ghi của máy tính cá nhân, điện thoại di động, máy ghi đọc MP3, máy quay số... Khoảng 30% mặt máy tính và ổ cứng của máy tính xách tay được đúc bằng hợp kim magiê do tính chất không nhiễm từ và tản nhiệt nhanh của chúng. Ngoài ra, hợp kim magiê còn dùng trong ngành công nghiệp giải trí như khung xe đạp, bàn đạp; vợt tennis; đường viền bàn trượt tuyết...

6.3. NIKEN VÀ HỢP KIM NIKEN

6.3.1. Đặc điểm hợp kim niken

Niken là nguyên tố có độ bền cao, 450 - 500 MPa, độ dẫn dài khá lớn, khoảng 50%. Niken chịu ăn mòn tốt trong nước, kể cả nước biển, trong muối, kiềm và axit hữu cơ. Niken bị ăn mòn mạnh trong môi trường khí oxy, nitơ, sunfua, amoniac, halogen có chứa thêm hơi nước. Nhiệt độ nóng chảy của niken là 1455°C.

Trong thực tế, niken sạch thường dùng để mạ các chi tiết chống gỉ, còn lại chủ yếu là dùng hợp kim của niken.

Trong hợp kim niken, các nguyên tố như oxy, lưu huỳnh, cacbon, chì, bitmut, antimon, asen, photpho được coi là những nguyên tố tạp chất có hại. Thành phần các nguyên tố này phải được khống chế theo tiêu chuẩn quy định, đặc biệt là lưu huỳnh. Lưu huỳnh tạo cùng tinh dễ cháy $\text{Ni-Ni}_3\text{S}_2$ (644°C). Khi hàm lượng S trên 0,01% thì hợp kim đã không thể gia công nóng được do tính giòn quá cao. Oxy là nguyên tố tạo NiO gây giòn, khi nung trong môi trường hoàn nguyên rất dễ bị nứt. Cacbon dễ kết tinh ở dạng graphit nằm ở biên giới hạt làm giảm bền, giảm dẻo của hợp kim.

Các nguyên tố hợp kim hoá cơ bản bao gồm: đồng, nhôm, mangan, sắt, silic, crom, coban, vonfram, molipden... Tùy thuộc vào mục đích sử dụng và tính năng làm việc của hợp kim mà sử dụng các nguyên tố hợp kim.

Đồng hoà tan vô hạn trong niken, có tác dụng nâng cao cơ tính, tính ổn định chống mài mòn, nâng cao khả năng gia công áp lực của hợp kim.

Nhôm hoà tan trong niken khoảng 15%. Nhôm có tác dụng tăng bền, tăng dẻo cho hợp kim Ni-Cu và tăng tính ổn định chống ăn mòn. Nhôm làm thay đổi tính chất từ và điện từ của hợp kim niken nhưng không làm thay đổi độ dẫn điện và sức điện động của hợp kim niken.

Mangan hoà tan cả trong niken lẫn trong đồng khá lớn, làm tăng cơ tính và bền nóng cho hợp kim. Đặc biệt mangan có tác dụng khử oxy và làm trung hoà ảnh hưởng xấu của lưu huỳnh trong hợp kim niken.

Bảng 6.8. Thành phần một số hợp kim làm cấp nhiệt

Hợp kim	Thành phần các nguyên tố, %						
	Fe	Si	Mn	Cu	Cr	Al	Ni+Co
Copen			0.5	còn lại			43
Constantan			1.5	còn lại			40
Cromen					9 - 10		còn lại
Alumen		0.85 - 2.0	1.8 - 2.2			20-23	75 - 78
X15H60	còn lại				15 - 18		55 - 61

Bảng 6.9. Một số hợp kim niken chịu nhiệt

	Ni	Cr	Fe	Mn	Si	Khác	Lĩnh vực sử dụng
Inconel 600	75	15.5	6.0	0.5	0.2		Nút lò, ống trao đổi nhiệt, thiết bị xử lý thức ăn, hoá học; giỏ thấm than; lò xo
Inconel 601	60.5	23	14	0.5	0.2	1.4Al	Giò để gia công nhiệt; ống lò phản xạ; đầu bọc cấp nhiệt
Inconel 625	61	21.5	0.2	0.2	0.2	9Mn 3,6Co	Chi tiết chịu bụi, buồng đốt; Chi tiết lắp ghép chịu nén, vòi phun nhiên liệu, buồng đốt

Sắt hoà tan vô hạn trong niken, làm giảm hệ số dẫn nở của hợp kim, có thể chế tạo loại vật liệu có hệ số dẫn nở nhiệt bằng 0 trên cơ sở hợp kim Ni-Fe. Tuy nhiên, sắt làm suy giảm suất điện động của hợp kim nên trong hợp kim dây bù, Fe được coi là tạp chất có hại.

Crom hoà tan khá nhiều trong niken, có tác dụng nâng cao tính chịu ăn mòn nhiệt độ cao, tính chịu mài mòn của hợp kim. Ngoài ra, crom còn có tác dụng nâng cao điện trở và giảm hệ số nhiệt điện trở của hợp kim niken.

Hợp kim của niken có thể chia làm bốn nhóm cơ bản: hợp kim kết cấu; hợp kim làm cặp nhiệt; hợp kim dùng trong ngành điện và hợp kim niken có độ bền nóng cao.

Hợp kim làm cặp nhiệt, về nguyên tắc, các hợp kim này phải tạo ra sức điện động lớn khi nối ghép với kim loại khác, phải có khả năng ổn định nóng cao, chống được hiện tượng oxy hoá, ăn mòn khi làm việc.

Hợp kim có tính năng đặc biệt: Tính năng đặc biệt ở đây muốn nhấn mạnh là tính dẫn nở.

Invar là hợp kim của niken và sắt: Thành phần cơ bản là 33 - 37% Ni; 0,3% C còn lại là Fe. Hợp kim này hầu như không thay đổi kích thước trong khoảng nhiệt độ 0 - 100°C.

Elinvar có thành phần 33 - 37% Ni; 8 - 12% Cr; 0,15 - 0,3% C còn lại là Fe. Hợp kim này vừa ổn định kích thước khi thay đổi nhiệt độ nhưng vẫn duy trì được tính đàn hồi tốt. Dùng Elinvar để chế tạo dây cốt đồng hồ, con lắc, âm thoa trong kỹ thuật âm thanh.

Platinít có thành phần 42 - 48% Ni; 0,3% C còn lại là Fe. Platinít có hệ số dẫn nở tương đương Pt. Dùng để chế tạo các chi tiết làm việc chịu biến đổi nhiệt.

Kovar chứa 20 - 40% Co; 20 - 30% Ni; còn lại là Fe. Hợp kim này có hệ số dẫn nở nhiệt rất nhỏ, thậm chí bằng 0.

Bảng 6.10. Hợp kim niken kết cấu đúc

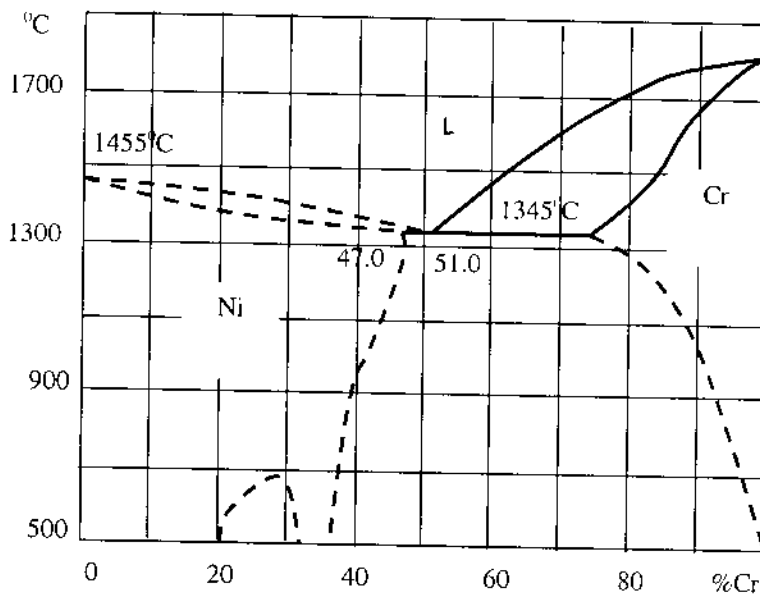
Hợp kim	Thành phần các nguyên tố, %										Công dụng
	Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	C	Bo	Zr	Khác	
B-1900	54	5		6,0	6	1	0,1	0,015	0,1	0,4Ta	Mối nối động cơ phản lực
M200	60	9	30		5	2	0,13	0,015	0,05	1,2W	Như trên
Incone 1738	61	16	30	1,7	3	3,5	0,12	0,01	0,1	1,7Ta	
Rene 77	58	14	8,5	4,2	4,5	3,3	0,07	0,016	0,04		Chi tiết động cơ phản lực
Rene 80	60	14	15	4,0	3	5,0	0,07	0,015	0,03	4W	Hợp kim liên kết tuabin

6.3.2. Hợp kim bền nhiệt

Ngày nay khi kỹ thuật đã vượt qua ngưỡng âm thanh thì ngưỡng nhiệt độ cũng đang được dần cải thiện. Ngưỡng nhiệt độ làm việc của một số hợp kim cho trên bảng 6.11.

Bảng 6.11. Ngưỡng nhiệt độ của một số vật liệu

Hợp kim	Ngưỡng nhiệt độ, °C
Nhôm	260
Magiê	245
Thép không gỉ biến cứng phân tán	540
Titan	600
Thép hợp kim thấp	650
Hợp kim trên cơ sở Ni, Co...	1200
Thép hợp kim cao nền austenit	1200
Hợp kim molipđen	1370



Hình 6.17. Giản đồ trạng thái Ni-Cr

Trong hệ hợp kim của niken với các nguyên tố khác, nhóm hợp kim đang được nghiên cứu và sử dụng rộng rãi là hợp kim bền nóng. Trong số những hợp kim trên, hợp kim trên cơ sở niken được sử dụng nhiều trong công nghiệp chế tạo cánh tuabin khí của

động cơ máy bay. Những chi tiết này khi làm việc phải chịu va đập nhiệt có chu kỳ, dễ dàng làm xuất hiện vết nứt do mỏi nhiệt. Nứt do mỏi nhiệt thường có đặc trưng là xuất hiện ở biên giới các tinh thể. Bởi vậy, các tính chất của biên giới hạt, khả năng của chúng chống lại hiện tượng hoá giòn trong thời gian làm việc do hiện tượng tiết pha giòn hoặc oxy hoá bề mặt giữa các hạt có vai trò quan trọng bậc nhất.

Hợp kim bền nóng của niken có thể chia làm hai nhóm.

Nhóm thứ nhất. Hợp kim có chứa các nguyên tố titan hoặc nhôm hoặc chứa đồng thời cả nhôm lẫn titan. Nhóm hợp kim này có thể làm việc đến 1050°C trong khoảng thời gian vài trăm giờ. Công nghệ nấu, đúc hợp kim này cần tiến hành trong chân không hoặc môi trường bảo vệ vì cả titan lẫn nhôm đều dễ dàng bị oxy hoá và tạo màng oxit trong vật đúc.

Bảng 6.12. Thành phần một số hợp kim niken bền nóng

Hợp kim	Ni%	Cr%	Co%	Mo%	Al%	Ti%	Nb%	C%	B%	Khác
MAR M200	60.0	9.0	10.0		5.0	2.0	1.0	0.13	0.005	1.2W
Rene 41	55.3	19.0	11.0	10.0	1.5	3.1		0.09	0.005	
Udimet 700	53.4	15.0	18.5	5.2	4.3	3.5		0.08	0.03	
Astroloy	55.5	15.0	17.0	5.2	4.0	3.5		0.05	0.03	

Bảng 6.13. Cơ tính của một số hợp kim niken bền nóng và ứng dụng

Hợp kim	Trạng thái	σ_b MPa	$\sigma_{đàn hồi}$ MPa	δ %	Công dụng
IN100	Đúc	885	695	6	Cánh quạt và vòng đệm trong động cơ phản lực
MAR M200	Đúc	840	760	4	Cánh quạt động cơ phản lực
432	Đúc	730	605	8	Bánh xe công tác trong tuabin đúc toàn bộ
Rene 41	Rèn	620	550	19	Chi tiết động cơ phản lực
Udimet 700	Rèn	690	635	27	Chi tiết động cơ phản lực
Astroloy	Rèn	770	690	25	Rèn ở nhiệt độ cao

Nhóm thứ hai. Hợp kim chịu nóng ít bị oxy hoá và không thuộc về nhóm các nguyên tố tạo màng oxit. Việc nấu luyện có thể tiến hành trong môi trường không khí. Hợp kim này chỉ làm việc đến nhiệt độ 900°C .

Trong tất cả các hợp kim bền nóng đều có chứa crom với hàm lượng từ 6 đến 22%.

6.3.3. Đặc điểm nấu đúc hợp kim niken

Trường hợp nấu hợp kim niken trong lò cảm ứng thường, cần phải dùng chất che phủ bảo vệ. Chất che phủ bảo vệ là than gỗ hoặc thủy tinh. Những hợp kim niken thường dùng để chế tạo những chi tiết quan trọng nên công nghệ nấu cần tiến hành trong các lò điện cảm ứng tần số cao, có môi trường bảo vệ tốt. Tốt hơn cả là nấu rót trong chân không.

Những thí nghiệm đã chứng tỏ rằng, hợp kim niken chứa trên 34% Al rất khó đúc và vật đúc thường không lành lặn. Để cải thiện vấn đề trên, cần phải giữ nhiệt trước khi rót lâu hơn, mở rộng phần vật đúc ở phía trên có nhiệt độ cao. Thời gian giữ nhiệt 2 phút (trước là 1 phút) cho phép phản ứng cách nhiệt giữa nhôm lỏng và niken xảy ra một cách hoàn toàn hơn và giòng xoáy sẽ giảm đi trước khi rót. Giữ nhiệt 3 phút hoặc hơn nữa cũng không cải thiện được nhiều hơn mà thậm chí còn làm bẩn hợp kim do có những phản ứng với nổi lò. Mọi nỗ lực để đúc hợp kim niken 35% Al đều không đem lại kết quả, chi tiết đều bị nứt.

Nhiệt độ rót (sau khi phản ứng xảy ra 2 phút) là 1687 và 1671⁰C cũng có ảnh hưởng rất mạnh đến phản ứng giữa nhôm lỏng và niken. Có hai cách nấu hợp kim này, nấu nhôm lỏng rồi cho Ni và nấu niken lỏng rồi cho Al. Tuy nhiên, phương pháp niken rắn phản ứng với nhôm lỏng có xu hướng giữ được nhiệt độ cực đại thấp hơn so với phương pháp cho nhôm vào niken lỏng. Quá nhiệt ít sẽ cho tổ chức hạt mịn.

6.4. KẼM VÀ HỢP KIM KẼM

6.4.1. Đặc điểm và tính chất

Tính chất của kẽm nguyên chất:

Nhiệt độ nóng chảy : 419⁰C

Trọng lượng riêng : 7150 kg/m³

Độ bền : 15 daN/mm²

Độ cứng : 30 - 40 HB

Kẽm nguyên chất chịu ăn mòn tốt trong không khí và nước biển vì trên bề mặt có lớp màng oxit bền vững. Bởi vậy, kẽm nguyên chất được dùng nhiều trong lĩnh vực mạ để bảo vệ các kim loại khác khỏi bị oxy hoá.

Toàn bộ lượng kẽm sử dụng trên toàn thế giới được chia ra theo tỷ lệ như sau:

	USA	Thế giới
Mạ kẽm	52%	45%
Chế tạo đồng thau	14%	21%
Đúc áp lực	23%	15%
Mục đích khác	11%	19%
Một lượng rất nhỏ để rèn		

6.4.2. Các loại hợp kim kẽm

Hợp kim kẽm-nhôm

Nhôm là nguyên tố có tác dụng tăng cơ tính, giảm tác hại của sắt và làm cho hợp kim dễ đúc hơn. Trong hợp kim, nhôm hoà tan trong kẽm tạo thành pha β . Nếu nguội chậm, sẽ có phản ứng cùng tích: $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \beta$, với α_1 có thành phần chứa 27% Zn. Phản ứng này làm giảm chất lượng của hợp kim. Khắc phục tình trạng này bằng cách cho thêm một lượng nhỏ Mg để ngăn cản quá trình hoá già, đồng thời tăng độ bền hợp kim. (Hoá già là quá trình nhiệt luyện không có chuyển biến thù hình, chủ yếu là phân hủy dung dịch rắn quá bão hoà).

Hợp kim Zn-Cu

Đồng có thể hoà tan trong kẽm đến 2,7% ở 424°C. Trong hợp kim này có thể hình thành pha hợp chất điện tử ϵ có độ cứng tương đối cao. Hợp kim này khá ổn định kích thước và tính chất theo thời gian.

Hợp kim Zn-Al-Cu

Đây là hợp kim có tính chất tốt hơn cả hai loại trên. Ở nhiệt độ thường sau đúc tổ chức của hợp kim bao gồm ba pha η , β và ϵ . Tùy thuộc vào tốc độ nguội khi đúc và thành phần hợp kim mà tỷ lệ các pha trên sẽ thay đổi. Khi nguội chậm trong khuôn nung nóng, pha η bị phân hủy, dễ dàng nhận biết bằng màu sắc khi tấm thực. Khi đúc trong khuôn kim loại, pha η khó bị phân hủy nên khi xem tổ chức vẫn thấy có màu sáng. Hợp kim này có xu hướng tự hoá già khi làm việc ở nhiệt độ thường trong tự nhiên. Bởi vậy, có những hợp kim tự cong vênh trong quá trình làm việc. Khắc phục tình trạng này bằng

cách hợp kim hoá thêm khoảng 0,05% Mg. Một số mác hợp kim nhóm này cho ở bảng 6.14

Bảng 6.14. Hợp kim kẽm-nhôm-dồng

	Thành phần, %					Cơ tính		
	Al	Cu	Mg	Khác	Zn	σ_{10} , MPa	δ , %	HB
1	3,5 - 4,5	2,5 - 3,5	0,05 - 0,1	0,01Pb; 0,01Fe	Còn lại	350	2 - 5	100
2	3,5 - 4,5	0,5	0,06			270	3	80
3	4	1	0,03			300	2 - 6	90
4	0,25	4 - 5	-			200	5	50

Hãng DECO đã nghiên cứu sử dụng một số hợp kim kẽm có thành phần và tính chất như ở bảng 6.15.

Công dụng:

Hợp kim XA-3 là loại hợp kim chủ yếu là đúc áp lực trong khuôn kim loại. Hợp kim này có những thuộc tính vật lý và cơ học rất hài hoà, tính đúc siêu hạng, kích thước ổn định trong khoảng thời gian dài. Hơn 70% hợp kim kẽm dùng ở nước Mỹ là hợp kim này.

Hợp kim XA-5 có độ bền và độ cứng cao hơn nhiều so với hợp kim ZA-3 nhưng độ dẻo lại kém hơn. Điều này sẽ làm các công đoạn gia công tiếp theo sẽ khó khăn, thí dụ, uốn, mạ, đập nóng, uốn gợn sóng... Cho thêm 1% Cu chính là để khắc phục điều này. Hợp kim có thể đúc áp lực trong khuôn kim loại, mạ, gia công bề mặt, gia công cơ rất tốt.

Hợp kim XA-7 chính là hợp kim XA-3 biến tính. Hợp kim này dùng để đúc các chi tiết đòi hỏi thành mỏng nhưng lại phải xử lý bề mặt. Cần chú ý đến các thông số đúc vì dễ có khuyết tật đúc.

Hợp kim XA-2 là loại hợp kim dùng để đúc khuôn kim loại bình thường, không áp lực, chủ yếu là khuôn dập kim loại hoặc dụng cụ phun chất dẻo. Đây là hợp kim có độ bền và độ cứng cao nhất trong họ hợp kim kẽm. Hợp kim có tính đúc tuyệt vời nhưng không nên đúc trong máy đúc áp lực. Hơn nữa, hợp kim này còn có tính chịu mài mòn rất tốt, thường được dùng làm hợp kim lót trục.

Hợp kim XA-8 dùng chủ yếu để đúc trong máy đúc buồng ép nóng.

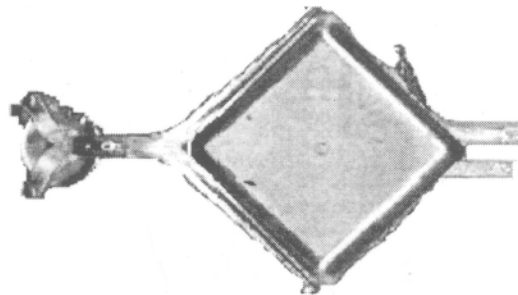
Bảng 6.15. Thành phần một số hợp kim kẽm

	Ký hiệu				
	ZA-3	ZA-5	ZA-7	ZA-2	ZA-8
Thành phần hoá học, %					
Al	3,5 - 4,3	3,5 - 4,3	3,5 - 4,3	3,5 - 4,3	8,0 - 8,8
Mg	0,025 - 0,05	0,03 - 0,08	0,005 - 0,02	0,02 - 0,05	0,015 - 0,03
Cu	0,25	0,75 - 1,25	0,25	2,5-3,0	0,08 - 1,30
Fe (max)	0,1	0,1	0,075	0,1	0,075
Pb (max)	0,005	0,005	0,003	0,005	0,006
Cd(max)	0,004	0,004	0,002	0,004	0,006
Sn (max)	0,003	0,003	0,001	0,003	0,003
Ni (max)	-	-	0,005 - 0,02	-	-
Zn	Còn lại	Còn lại	Còn lại	Còn lại	Còn lại
Tính chất					
Độ bền kéo, MPa	283	328	283	359	374
Dãn dài, %	10	7	13	7	6 - 10
Độ cứng, HB	82	91	80	100	95 - 110
Khoảng nóng chảy, °C	381 - 387	380 - 386	381 - 387	379 - 390	375 - 404

Đặc điểm nấu đúc và lĩnh vực sử dụng

Hợp kim kẽm có nhiệt độ nóng chảy nhỏ nên rất dễ nấu và đúc. Chất che phủ khi nấu luyện thường là than hoa hoặc muối clorua kẽm. Lò nấu có thể dùng lò nồi hoặc lò điện trở. Ban đầu cho 2/3 lượng kẽm cùng các nguyên tố hợp kim vào lò, nấu chảy. Khuấy đều, cho nốt số kẽm còn lại, khuấy, gạt xỉ rồi rót.

Xỉ khi nấu hợp kim kẽm được tạo thành do oxy hoá và tác dụng của kẽm với thành nồi bằng sắt. Nên khống chế nhiệt độ, tránh quá nhiệt và khuấy đảo nhiều. Sau khi nóng chảy, giữ nhiệt một thời gian vừa đủ (khoảng 15 phút) để xỉ nổi lên. Vớt xỉ 1 hoặc 2 lần trong một mẻ nấu. Sau khi vớt xỉ, đổ xỉ thành

**Hình 6.18. Chi tiết bằng hợp kim kẽm đúc áp lực cao, chiều dày 0,3 mm**

đổ trong khuôn kim loại cho đông đặc rồi loại bỏ. Thực tế, xỉ còn chứa khá nhiều kẽm, muốn tách lượng kẽm này ra khỏi xỉ, cần phải sử dụng chất trợ dung. Tuy nhiên, trợ dung sẽ tác dụng cùng các nguyên tố hợp kim, tạo khí độc hại và làm thay đổi tính chất cơ học của hợp kim. Bởi vậy, rất thận trọng khi dùng trợ dung khi nấu các hợp kim kẽm quan trọng.

Hợp kim kẽm có ưu điểm là chống lại sự nhiễu điện từ hoặc nhiễu sóng radio rất tốt. Bởi vậy có thể sử dụng hợp kim kẽm làm vật liệu bảo vệ chống nhiễu điện từ trường, thí dụ: vỏ máy điện thoại di động, vỏ các dụng cụ đo điện... Hình 6.18 là thí dụ về đúc hợp kim kẽm siêu mỏng (0,3 mm) trong máy đúc buồng ép nóng.

Trong công nghiệp, hợp kim kẽm dùng làm khoá kéo quần áo, túi xách... các chi tiết không cần chịu lực nhưng chịu ăn mòn như vòi nước...

Kẽm có thể đúc trong khuôn cát, khuôn kim loại hoặc đúc ép hoặc đúc áp lực. Nhưng chủ yếu là đúc ép buồng nóng. Ưu điểm đúc kẽm trong khuôn kim loại:

- 1) Tính chất cơ học, tính chất vật lý tuyệt vời;
- 2) Giá thành vật liệu thấp;
- 3) Tính gia công cơ rất tốt, tính chảy loãng cao;
- 4) Dung sai kích thước và tính đồng nhất cao;
- 5) Dễ đúc thành mỏng (đến 0,3 mm);
- 6) Có thể sơn, mạ, phun... bề mặt để có bề mặt chất lượng tốt.

Chương 7

HỢP KIM MÀU CHỊU MÀI MÒN

7.1. KHÁI NIỆM VỀ MA SÁT VÀ MÀI MÒN

Khi cho một cặp chi tiết tiếp xúc và trượt tương đối lên nhau, cần phải tốn một công nhất định để thắng lực ma sát xuất hiện trong cặp ma sát nói trên. Theo Culông, lực ma sát T trong ma sát không bôi trơn hoặc bôi trơn giới hạn, là tổng của hai sức cản: sức cản (P) phụ thuộc vào diện tích tiếp xúc thực và sức cản (N) tỷ lệ với áp lực pháp tuyến n :

$$T = P + f.N \quad (7.1)$$

trong đó: f là hệ số ma sát.

Về ma sát có một số định luật sau đây:

a) Công ma sát A bằng tổng của nhiệt sinh ra (Q) và năng lượng hấp phụ lên bề mặt ΔE :

$$A = Q + \Delta E \quad (7.2)$$

Công ma sát không thể biến hoàn toàn thành nhiệt năng nên luôn có $\Delta E > 0$.

Tỷ số giữa năng lượng hấp phụ và công ma sát gọi là hàm năng lượng hấp thụ tương đối của bề mặt ma sát, nó phụ thuộc vào tốc độ và áp suất trong chuyển động ma sát:

$$\psi = \frac{\Delta E}{A} = \psi(p, v, \bar{C}) \quad (7.3)$$

trong đó: p - áp suất trên bề mặt làm việc; v - tốc độ trượt; C - vector hằng gồm những thành phần về vật liệu, môi trường, nhiệt độ...

b) Lực ma sát là tổng các lực thành phần có tác dụng thúc đẩy các quá trình cơ-lý-hoá ứng với điều kiện tiếp xúc nhất định của cặp ma sát:

$$T = \sum_{i=1}^n T_i \quad (7.4)$$

c) Ứng với một tổ hợp các thông số nhất định, tồn tại một vùng thông số cơ học (p, v) mà trong vùng đó, tích phân hàm năng lượng hấp thụ tương đối lấy trong toàn thể tích bị biến dạng Ω đạt giá trị cực tiểu:

$$\int_{\Omega} \psi \cdot d\Omega = \min. \quad (7.5)$$

Do ψ là hàm số của áp suất p , tốc độ quay v và thông số C nên hệ số ma sát f trong công thức (7.1) cũng phụ thuộc vào các thông số trên:

$$f = f(p, v, C) \quad (7.6)$$

Khi hai chi tiết làm việc trong điều kiện ma sát, chúng sẽ bị mòn. Quá trình mòn được chia làm ba giai đoạn.

Giai đoạn chạy rà: Đây là khoảng không cân bằng của quá trình mòn, khoảng này nằm trong tuổi thọ của chi tiết với biểu hiện tiếp xúc nhỏ, cường độ mòn giảm dần.

Giai đoạn ổn định: Giai đoạn này kéo dài nhất về mặt thời gian, đặc trưng là cường độ mòn ổn định, không đổi.

Giai đoạn mòn khốc liệt: Là giai đoạn cường độ mòn tăng vọt, chi tiết bị phá hủy.

Một trong những thông số đánh giá cường độ mòn là hệ số trùng khít α . Hệ số trùng khít đặc trưng bởi diện tích tiếp xúc thực so với diện tích tiếp xúc tính theo lý thuyết:

$$\alpha = \frac{A_s}{A_r} \quad (7.7)$$

trong đó: A_s - diện tích tiếp xúc thực tế; A_r - diện tích tiếp xúc lý thuyết.

Do có độ nhám và sóng trên bề mặt chi tiết khi gia công nên giá trị của hệ số trùng khít luôn nhỏ hơn 1. Đối với kim loại, $\alpha = 10^{-4} - 10^{-2}$; với polyme và cao su, $\alpha = 10^{-2} - 10^{-1}$.

Sự tạo thành bề mặt mòn là kết quả của nhiều tác nhân như cơ học, hoá học, lý học. Bởi vậy, cần phải tìm ra nguyên nhân gây ra mòn để hạn chế các hiện tượng đó. Về các biểu hiện cụ thể của mòn, có thể phân thành các dạng sau:

1. Mòn hạt mài và phá hủy do hạt mài. Hiện tượng này xảy ra khi xuất hiện hạt mài ở vùng ma sát tiếp xúc. Quá trình mòn xảy ra mạnh hay yếu phụ thuộc vào tương quan giữa độ cứng của hạt mài và độ cứng của nền kim loại.

2. Tróc là hiện tượng phá hủy bề mặt ma sát. Nguyên lý của hiện tượng tróc là có sự hình thành mối liên kết kim loại cục bộ ở vùng tiếp xúc do biến dạng. Khi mối liên kết đó bị phá hủy sẽ kèm theo hiện tượng bong tách các hạt kim loại và dính bám lên bề mặt tiếp xúc. Tróc thường xuất hiện khi hai chi tiết làm việc trong điều kiện ma sát trượt, tốc độ trượt tương đối nhỏ và áp suất vượt quá giới hạn chảy. Dạng hư hỏng này cũng có thể xuất hiện trong ma sát lăn.

3. Hư hỏng do mỏi. Hiện tượng này xuất hiện khi có quá trình biến dạng dẻo lặp đi lặp lại nhiều lần làm cho độ bền lúc tăng lúc giảm và xuất hiện ứng suất dư trên bề mặt chi tiết. Kết quả là trên bề mặt xuất hiện những vết nứt tế vi và vết lõm sau đó là sự phá hủy mãnh liệt bề mặt.

4. Sự bào mòn kim loại là sự phá hủy bề mặt chi tiết dưới tác dụng va đập lặp đi lặp lại nhiều lần của môi trường ma sát.

7.2. YÊU CẦU ĐỐI VỚI VẬT LIỆU CHIỤ MÀI MÒN LÀM HỢP KIM LÓT TRỤC

Trong kỹ thuật, cặp ma sát trục-bạc đỡ được sử dụng khá phổ biến. Để cho trục làm việc tốt, êm, ít mòn thì bạc đỡ phải có những yêu cầu đặc biệt không những về tính chất vật liệu làm bạc mà cả về đặc điểm và công nghệ chế tạo.

7.2.1. Độ cứng và độ bền

Vật liệu làm bạc phải có độ cứng nhỏ hơn độ cứng của trục để đảm bảo bạc mòn mà trục không mòn; nếu có phải thay thế thì thay bạc mà không thay trục. Mối tương quan độ cứng của cặp bạc-trục phải nằm trong phạm vi cho phép. Độ cứng của bạc quá cao sẽ làm cho trục mau mòn. Độ cứng quá nhỏ sẽ làm cho bạc dễ bị biến dạng dưới tác

dụng của tải trọng, khe hở trục-bạc lớn lên, máy làm việc kém chính xác. Muốn khắc phục hiện tượng này, có thể tăng độ cứng của nền kim loại bằng cách hợp kim hoá hoặc làm giảm chiều dày lớp hợp kim chịu mòn trong bimetal.

Ở nhiệt độ thường, các hợp kim lót trục có độ cứng khoảng 200 - 350 MPa. Trong trường hợp bạc đúc liền khối, nếu độ cứng nhỏ hơn 200 MPa, bạc rất dễ bị biến dạng. Độ cứng trên 350 MPa, hệ bạc-trục khó mòn khớp. Cũng cần lưu ý rằng, trong quá trình làm việc, công ma sát chuyển thành nhiệt năng nên nhiệt độ vùng tiếp xúc tăng lên đến 40 - 60°C khi có bôi trơn và bôi vẩy, độ cứng của hợp kim lót trục cũng bị giảm đi. Yêu cầu ở nhiệt độ làm việc, độ cứng không được nhỏ hơn 120 MPa.

Về cơ tính của hợp kim lót trục, cần chú ý đến giới hạn chảy và giới hạn bền nén. Trong điều kiện làm việc chịu tải trọng lớn hợp kim cần có độ dẻo cao để có hệ số trùng khớp lớn, tránh tạo áp suất cục bộ, gây phá hủy bề mặt làm việc.

7.2.2. Tính dễ mòn khớp

Do quá trình gia công cơ khí để lại những nhấp nhô tế vi trên bề mặt nên diện tích tiếp xúc thực nhỏ hơn rất nhiều so với diện tích tiếp xúc danh nghĩa. Chỉ có các đỉnh nhô ra mới có tiếp xúc. Tải trọng riêng tại các đỉnh này khá lớn, màng dầu bị chọc thủng và hai bề mặt chà xát trực tiếp lên nhau, chế độ ma sát có bôi trơn chuyển thành ma sát khô. Nếu chế độ rà trơn không hợp lý, các đỉnh nhấp nhô cài vào nhau theo thể răng lược và bị bẻ gãy, hình thành các đỉnh nhấp nhô lớn hơn. Hậu quả là bề mặt làm việc bị xước, kẹt... Lấy quá trình mòn khớp của cặp xecmăng-somi làm thí dụ. Quá trình mòn khớp bao gồm hai bước.

Bước thứ nhất. Các nhấp nhô tế vi trên bề mặt tiếp xúc của xecmăng và somi bị mòn rất nhanh trong khoảng thời gian 20 - 120 phút làm việc. Sau thời gian này, động cơ có thể làm việc với tải trọng tăng dần.

Bước thứ hai. Các sai lệch về hình học được chỉnh sửa khi tải trọng làm việc tăng dần. Khoảng thời gian là 2 - 10 giờ đối với xecmăng và 20 - 30 giờ đối với somi. Kết thúc giai đoạn này, các tiếp xúc xecmăng-somi; xecmăng-pittông sẽ trở nên tốt hơn, hệ số trùng khớp tăng lên đáng kể và tất nhiên hiệu suất động cơ tăng, cường độ mòn giảm.

Sau khi mòn khớp đã ổn định, cặp ma sát bước vào giai đoạn làm việc bình thường. Tuổi thọ của cặp ma sát trong giai đoạn này hoàn toàn phụ thuộc vào bản chất của vật liệu chịu mài mòn, kết cấu và điều kiện làm việc của chi tiết, công nghệ chế tạo, chế độ bảo dưỡng và chế độ sử dụng cặp ma sát.

Hợp kim có tính mòn khớp tốt khi nó có độ dẻo cao, độ cứng thấp.

7.2.3. Hệ số ma sát nhỏ

Vật liệu làm cặp ma sát cần có hệ số ma sát nhỏ để lực ma sát xuất hiện trên bề mặt cũng nhỏ, chỉ cần một công không lớn lắm cũng thắng được lực ma sát đó. Bởi vậy, tính kinh tế của công nghệ cặp ma sát sẽ cao hơn. Thông thường giữa hai chi tiết của cặp ma sát có một màng dầu bôi trơn để đảm bảo cho hệ số ma sát nhỏ nhất có thể được. Trong quá trình làm việc, đôi khi màng dầu này bị phá vỡ, hai chi tiết trực tiếp tiếp xúc với nhau và lượng nhiệt sinh ra do công ma sát sẽ rất lớn, có thể dẫn đến phá hủy chi tiết. Bởi vậy, vật liệu làm cặp ma sát cũng cần có hệ số dẫn nhiệt cao, hệ số dẫn nhiệt nhỏ để tăng cường quá trình thải nhiệt ra bên ngoài vùng ma sát.

7.2.4. Tính chống mài

Trong quá trình làm việc, ngoài lực ma sát, các cặp ma sát, thí dụ, cặp bạc-trục, cặp xecmăng-somi, luôn chịu tác động của rung động. Làm việc chịu rung động trong khoảng thời gian dài chi tiết rất dễ bị mài và xuất hiện các vết nứt. Các vết nứt này thường có chiều vuông góc với phương chuyển động, dần dần ăn sâu vào trong thể tích của bạc đỡ và càng ngày càng phát triển do quá trình xâm thực của chất lỏng có trên bề mặt tiếp xúc. Hậu quả là, lớp hợp kim lót trục bị bóc và cặp ma sát bị phá hủy nhanh chóng. Nhiệt độ vùng ma sát càng cao, tính chịu mài của vật liệu càng kém. Khi đánh giá độ bền mài của vật liệu làm ổ trục, thường dùng chỉ tiêu độ mài:

$$\varepsilon_{-1} = \frac{\sigma_{-1}}{E} \quad (7.8)$$

trong đó: ε_{-1} - độ chịu mài; σ_{-1} - giới hạn mài, MPa; E - môđun đàn hồi, MPa.

Để nâng cao độ chịu mài của hợp kim ổ trục, có thể tiến hành theo hai cách: thứ nhất là tăng giới hạn mài của vật liệu, thứ hai là làm giảm môđun đàn hồi. Một trong những phương pháp nâng cao độ chịu mài là sử dụng ổ trục nhiều lớp mỏng. Kiểu kết cấu này vừa lợi dụng được ứng suất nén trong mỗi lớp mỏng làm tăng σ_{-1} , vừa đảm bảo độ cứng thích hợp, tránh gây ra biến dạng cho ổ trục.

7.2.5. Các tính chất khác

Làm việc trong môi trường dầu bôi trơn nên vật liệu làm cặp ma sát cũng cần có khả năng chống ăn mòn do dầu có tính axit hoặc dầu đã bị oxy hoá, chống ăn mòn xâm thực tốt. Nhiệt độ nóng chảy của cặp vật liệu ma sát phải cao hơn nhiệt độ của vùng ma sát do công ma sát gây ra. Hợp kim phải dễ đúc hoặc có tính dính bám tốt lên trên bề mặt vỏ thép nếu là bạc bimetal.

7.2.6. Yêu cầu về tổ chức nền kim loại

Về cơ bản, vật liệu làm bạc lót trục phải có những hạt rắn với số lượng ít (chiếm 15 - 30% diện tích nền), độ hạt vừa phải và phân bố đồng đều trên nền mềm. Trong quá trình làm việc, nền mềm sẽ làm cho lót trục có tính mòn khớp tốt, dễ biến dạng, dễ ăn hình với trục mà không sinh nứt. Đồng thời, những phần tử rắn lẫn trong dầu hoặc bị bong ra từ trục trong quá trình ma sát cũng dễ dàng bị nhấn chìm vào trong nền mềm mà không gây cào xước trục. Ma sát thực tế trong quá trình làm việc rất nhỏ do trục chỉ tì lên trên các phần tử rắn của bạc mà không tì lên nền mềm do nền mềm bị mòn nhanh hơn. Hầu hết các cặp bạc trục đều có dầu bôi trơn, nơi chứa dầu bôi trơn lại chính là khe hở giữa nền mềm của bạc và bề mặt trục. Nếu ở chỗ nào đó có áp suất tăng cao đột ngột, các thành phần rắn của bạc sẽ nhanh chóng lún chìm vào nền mềm, làm giảm áp suất cục bộ, khắc phục hiện tượng cháy bạc.

Việc lựa chọn loại hợp kim lót trục phải dựa vào hai thông số cơ học: vận tốc quay trượt v (m/s) và tải trọng p (daN/cm²) mà bạc phải chịu trong thời gian làm việc. Nếu chỉ tiết làm việc trong điều kiện tải trọng biến đổi, cần chọn hợp kim có giới hạn chịu mỏi cao. Hợp kim trên cơ sở thiếc Sn có thể chịu được vận tốc và áp suất lớn, có tính mòn khớp cao. Nếu tải trọng biến đổi phải dùng hợp kim đồng-chì.

Với vận tốc và tải trọng trung bình: $p < 150$ daN/cm²; $p_v < 500$ có thể dùng bachbit chì, bachbit chì-thiếc. Hợp kim nhôm và kẽm cũng có thể dùng được nhưng hai loại hợp kim này có tính mòn khớp kém và hệ số dẫn nhiệt cao. Điều kiện áp suất lớn, vận tốc trung bình nên dùng đồng thanh thiếc. Tốc độ quay nhỏ nhưng tải trọng lớn nên dùng đồng thanh nhôm.

7.3. CÁC LOẠI HỢP KIM LÓT TRỤC

7.3.1. Hợp kim lót trục trên cơ sở thiếc (bachbit)

a) Bachbit thiếc

Thành phần chủ yếu của bachbit thiếc là thiếc (Sn) và antimoan (Sb), trong đó hàm lượng Sb < 12%. Hàm lượng Sb quá cao sẽ làm cho vật đúc dễ bị thiên tích do tỷ trọng của Sb lớn hơn tỷ trọng của thiếc. Mặt khác, hàm lượng Sb cao cũng làm tăng độ cứng của bachbit do tạo quá nhiều pha rắn β . Ngoài Sb, trong bachbit còn có thể hợp kim hoá thêm nhờ Cu với hàm lượng nhỏ hơn 6%. Đồng có tác dụng hạn chế hiện tượng thiên tích của Sb trong hợp kim.

Về mặt tổ chức, bacbit có nền mềm cơ bản là dung dịch rắn của Sb và Cu hoà tan trong Sn. Pha rắn là các tinh thể hình đa diện β - hợp chất hoá học có công thức SnSb và các tinh thể hình kim của Cu_3Sn .

Pha SnSb có nhiệt độ nóng chảy cao, tỷ trọng nhỏ nên kết tinh trước và nổi lên trên bề mặt, gây hiện tượng thiên tích. Khắc phục hiện tượng thiên tích bằng cách hợp kim hoá thêm Cu. Khi có mặt Cu, trong hợp kim sẽ xuất hiện pha Cu_3Sn có nhiệt độ nóng chảy cao hơn nhưng tỷ trọng xấp xỉ tỷ trọng của thiếc nên Cu_3Sn sẽ kết tinh trước và phân bố đều trong toàn bộ khối kim loại lỏng, kìm hãm quá trình thiên tích của pha β (SnSb). Như vậy, Cu_3Sn vừa có tác dụng là những phân tử cứng trên nền mềm α , nhưng lại có tác dụng tạo ra tổ chức hợp lý sau khi kết tinh.



Hình 7.1. Tổ chức của bacbit

(a) 17% Sb: pha α là nền thâm đen, pha Cu_3Sn dạng tua sao màu sáng, pha β (SnSb) màu sáng hình nhiều cạnh; (b) 11% Sb: pha α là nền thâm đen, pha β (SnSb) màu sáng hình nhiều cạnh (có nhiều hơn trong bacbit 11% Sb)

Các nguyên tố Al, Zn, Pb, As, Bi là những nguyên tố có hại cho bacbit. Nguy hiểm hơn cả là Pb và Bi vì chúng tạo cùng tinh dễ chảy ở nhiệt độ thấp (180°C và 138°C tương ứng), làm giảm khả năng làm việc của hợp kim lót trục.

Bacbit thiếc có hệ số ma sát nhỏ, chịu mài mòn tốt, dẫn nhiệt ít, hệ số dẫn nhiệt cao, tính dính bám khi đúc tráng tốt. Hiện nay đang sử dụng rộng rãi hai loại bacbit, loại 83 và loại 89% Sn. Ký hiệu của Nga: Б83 và Б89.

Б83 có độ cứng cao hơn nhưng độ dẻo và dai và đập nhỏ hơn, khi chịu tải trọng nén có va đập thì tuổi thọ của Б89 cao gấp 4 lần tuổi thọ Б83. Hai loại vật liệu này có chất lượng cao nhất trong các hợp kim ổ trục và thường dùng để chế tạo các ổ trục trong tuabin hơi, máy ép, bơm nén và các thiết bị khác. Nhược điểm của bacbit thiếc là giới hạn bền mỏi và độ bền nóng không cao, thí dụ, nhiệt độ tăng từ 20°C lên đến 150°C thì độ bền giảm khoảng 2 lần. Mặt khác, về mặt kinh tế thì Sn là nguyên tố rất đắt cho nên chỉ dùng trong những trường hợp đòi hỏi yêu cầu rất cao và rất cần thiết.

Bảng 7.1. Thành phần và tính chất của bacbit thiếc

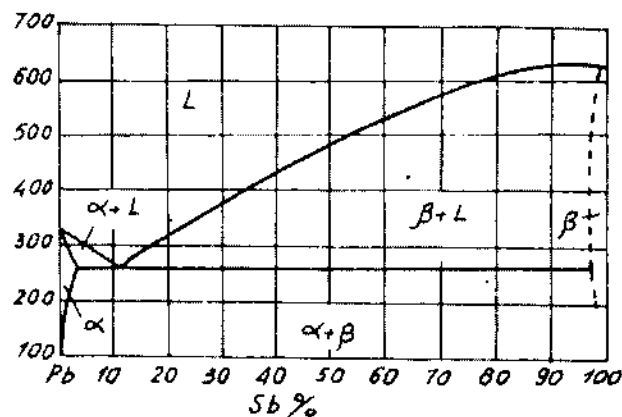
Ký hiệu	Thành phần hoá học; %	Khối lượng riêng, kg/m ³	Khoảng kết tinh, °C	Hệ số dẫn nở nhiệt, $\alpha \cdot 10^6$	Hệ số dẫn nhiệt, cal/cm.độ	Độ bền kéo, MPa	HB, MPa
B89	7.7Sb; 3Cu	7300	250 - 340	22,5	0,09	80	25
B83	11Sb; 6Cu	7300	240 - 370	23,0	0,09	90	30

b) Bacbit chì

Chì Pb là nguyên tố có độ cứng khá nhỏ, độ bền thấp, bởi vậy, khi làm hợp kim lót trục thì phải có các nguyên tố tăng bền, tạo pha rắn cho hợp kim. Hiện nay thường dùng ba loại bacbit.

1) Bacbit chì-antimoan Pb-Sb. Tổ chức của hợp kim bao gồm nền mềm là cùng tinh Pb-Sb với thành phần khoảng 13% Sb, thành phần có độ cứng cao là các tinh thể khối lập phương của Sb và tinh thể hình kim Cu_2Sb . Vai trò của đồng cũng tương tự như

trong bacbit thiếc, tức là Cu_2Sb vừa với vai trò pha cứng và đồng thời cũng là yếu tố ngăn cản quá trình thiên tích của pha β , ở đây chính là Sb. Hợp kim Pb-Sb tạo cùng tinh ($\alpha + \beta$) ở thành phần 13% Sb. Pha α là dung dịch rắn trên cơ sở chì nên rất mềm (độ cứng chỉ 3 HB), trong đó pha $\beta(\text{Sb})$ có độ cứng khoảng 30 HB. Bởi vậy, để làm hợp kim ổ trục, thường phải chọn thành phần

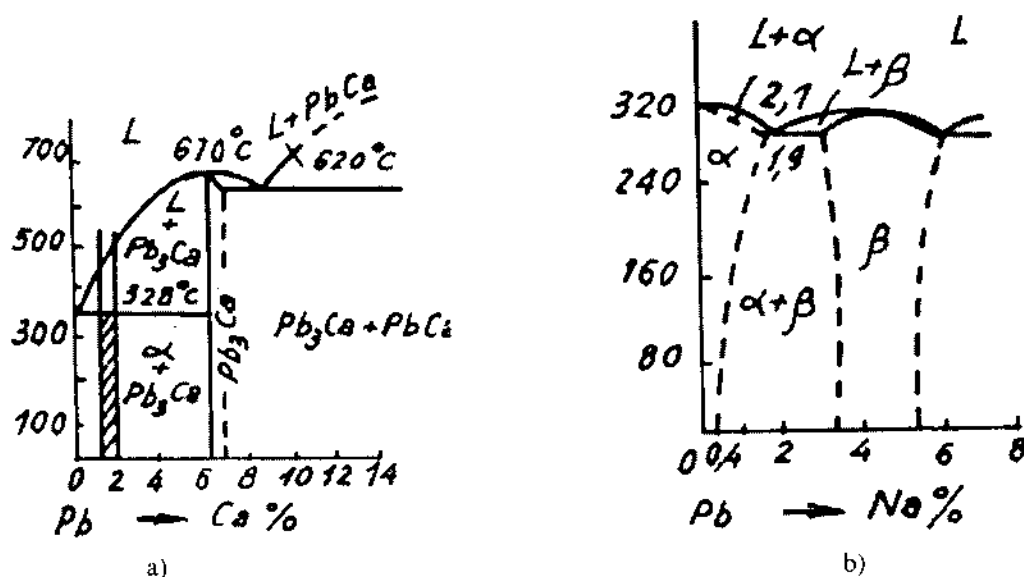


Hình 7.2. Giản đồ trạng thái Pb-Sb

sau cùng tinh. Tuy vậy, bacbit chì thuộc loại hợp kim ổ trục chất lượng kém do độ bền, độ dẻo thấp nhưng hệ số dẫn nở nhiệt lại khá lớn. Pha β rất giòn và dễ bị bong khỏi bề mặt làm việc khi có tải trọng nặng. Hợp kim này có ưu điểm rẻ tiền, dễ kiểm.

2) Bacbit canxi. Thành phần chủ yếu của bacbit bao gồm Pb, Ca và Na. Nền mềm của bacbit vẫn là Pb. Nguyên tố Ca không tan trong Pb mà chỉ tạo hợp chất Pb_3Ca khá cứng. Natri hoà tan trong Pb với hàm lượng 1,9% tại nhiệt độ cùng tinh nhưng giảm

xuống chỉ còn 0,4% ở nhiệt độ thường. Do hệ số khuếch tán của Na trong Pb khá nhỏ nên khi nguội nhanh, Na không kịp tiết ra khỏi α , bởi vậy khi hàm lượng Na < 1,0% thì hợp kim chỉ có một pha α . Để tăng cứng cho nền α , có thể hợp kim hoá bằng các nguyên tố như Sn, Mg, Ba, Li với hàm lượng không vượt quá giới hạn hoà tan của mỗi nguyên tố trong Pb. Cuối cùng, tổ chức của bacbit canxi trên kính hiển vi bao gồm: dung dịch rắn α có thành phần phức tạp sẫm màu, pha cứng Pb_3Ca dạng nhánh cây có màu sáng. Bacbit canxi có chất lượng cao hơn bacbit chì và thường được dùng để chế tạo ổ trục, bạc đỡ trong máy nông nghiệp, toa tàu hỏa.



Hình 7. 3. Biểu đồ trạng thái Pb-Ca (a) và Pb-Na (b)

3) Bảcbít chì-thiếc Pb-Sn. Thành phần chủ yếu của bảcbít chì thiếc gồm các nguyên tố Pb, Sn, Sb và Cu. Ngoài ra, có thể cho thêm một số nguyên tố như: Ti, Te, Cd, As... Vai trò của Cu cũng tương tự như trong bảcbít thiếc, thứ nhất Cu tan trong dung dịch rắn α để nâng cao độ cứng cho pha α , thứ hai, cùng các nguyên tố khác tạo các pha liên kim có độ cứng cao như Cu_3Sn và Cu_2Sb . Những pha này có nhiệt độ nóng chảy cao, sẽ kết tinh trước vừa đóng vai trò các hạt cứng của hợp kim ổ trục, vừa có tác dụng ngăn cản sự thiên tích của SnSb và Sb. Ni và Te chủ yếu tan trong dung dịch rắn α . Cadmi và asen hình thành hợp chất CdAs có nhiệt độ nóng chảy tương đối cao, khoảng 621°C.

Bảng 7.2. Thành phần và tính chất của bacbit canxi

Ký hiệu	Thành phần hoá học, %	Khối lượng riêng, kg/m ³	Khoảng kết tinh, °C	Hệ số dẫn nở nhiệt, $\alpha \cdot 10^6$	Hệ số dẫn nhiệt, cal/cm.độ	Độ bền kéo, MPa	HB, MPa
BK	1.0Ca + 0.75Na	9500	320 - 440	36	0.05	100	32
BK2	0.45Ca; 0.4Na; 2Sn; 0.06Mg;	10300	320 - 440	35	0.05	95	20
BC	17Sb+ 1.5Cu	10100	410	26		42	

Bảng 7.3. Thành phần và tính chất của bacbit chì-thiếc.

Ký hiệu	Thành phần hoá học, %	Khối lượng riêng, kg/m ³	Khoảng kết tinh, °C	Hệ số dẫn nở nhiệt, $\alpha \cdot 10^6$	Hệ số dẫn nhiệt, cal/cm.độ	Độ bền kéo, MPa	HB, MPa
B16	16Sn; 16Sb; 2Cu	9,29	240 - 410	23	0,06	78	30
B H	10Sn; 14Sb; 2Cu; 1Ni; 1.5Cd; 0.7As	9,55	240 - 400	26	0,055	70	29
BT	10Sn; 15Sb; 0,9Cu; 0.15Fe; (0.05-0.2)Te	9,55	240 - 400	26	0,055	67	32
B 6	6Sn; 15Sb; 3Cu; 2Cd; 0.8As	9,6	232 - 416	27	0,05	68	30

Đặc điểm nấu đúc hợp kim chì, thiếc

Nhiệt độ nóng chảy của thiếc và chì rất thấp nên có thể dùng lò điện trở hoặc lò đốt than để nấu luyện. Nấu hợp kim thiếc tiến hành dưới lớp che phủ là than củi. Trước hết, nấu chảy Sb, hợp kim trung gian Sb-Cu và 1/3 lượng thiếc. Sau đó tiếp tục bổ sung thiếc cho đến hết. Hợp kim chì cũng tiến hành tương tự.

Riêng với bacbit canxi có phức tạp hơn do công nghệ hợp kim hoá Ca. Có thể dùng ba cách sau đây để đưa Ca vào trong hợp kim Pb.

- Tiến hành điện phân với chì lỏng là âm cực, dương cực nằm ở lớp NaCl lỏng phía trên chì lỏng. Kết quả sẽ thu được hợp kim Pb-Na. Điện phân tương tự với muối

CaCl_2 nóng chảy trên chì lỏng sẽ thu được hợp kim Pb-Ca. Trộn lẫn hai hợp kim Pb-Na và Pb-Ca sẽ thu được hợp kim bacbit canxi theo ý muốn.

- Rót chì lỏng vào nồi rót chứa Na kim loại để tạo hợp kim Pb-Na. Rót muối CaCl_2 nóng chảy vào nồi hợp kim lỏng Pb-Na sẽ có phản ứng: $\text{Na}_2\text{Pb}_5 + \text{CaCl}_2 = \text{Pb}_3\text{Ca} + 2\text{NaCl} + 2\text{Pb}$.

- Dùng phương pháp hoàn nguyên: nấu chì dưới lớp trợ dung nóng chảy: $\text{CaCl}_2 + \text{NaCl} + \text{CaF}_2$. Nâng nhiệt đến $800 - 850^\circ\text{C}$. Khuấy đều, cho thêm CaC_2 cỡ hạt 4 - 6 mm để tạo phản ứng hoàn nguyên đưa Ca vào hợp kim. Muốn có 1 kg Ca cần phải dùng khoảng 4,5 kg CaC_2 .

Bacbit thường đúc trong vỏ bằng thép cacbon thấp. Có thể đúc trong khuôn ly tâm hoặc trong khuôn đúc tĩnh. Trước khi đúc, vỏ thép phải được làm sạch dầu mỡ trong nước sôi, dung dịch 10% NaOH, dung dịch axit 10% HCl rồi lại làm sạch trong nước sôi, rồi tráng một lớp thiếc mỏng 0,02 mm. Nếu không tráng thiếc trước, cần phải phủ lên bề mặt đúc tráng của vỏ thép một lớp phủ bảo vệ: 350 - 400g ZnCl_2 ; 40 - 50g SnCl_2 ; 4 - 5g CuCl_2 ; 30 - 35g HCl (tính cho 1 lít nước). Hoặc che phủ bằng một lớp thủy tinh lỏng. Sấy khô, nung đến nhiệt độ 200°C rồi rót kim loại. Nhiệt độ rót bacbit $340 - 370^\circ\text{C}$. Rót nhanh, làm nguội nhanh.

7.3.2. Hợp kim đồng chì Cu-Pb

a) Thành phần và tổ chức

Thành phần cơ bản của hợp kim gồm có đồng và chì, trong đó chì chiếm khoảng 30%. Về tổ chức, ở nhiệt độ thường hợp kim có nền là Cu có độ cứng cao hơn, pha mềm là Pb phân bố ở dạng mạng lưới hoặc phân bố rải rác đều thì tốt hơn. Do tỷ trọng của Cu và Pb rất khác nhau nên khi đúc rất dễ bị thiên tích trọng lượng, mặt khác khoảng đông của hợp kim rất lớn, khoảng 600°C , nên hợp kim lại càng bị thiên tích nhiều hơn (hình 7.4).

Thiếc trong hợp kim có tác dụng tăng độ bền và độ cứng, đặc biệt là nâng cao tính chống mỏi cho hợp kim nhưng thiếc lại làm giảm tính dẫn nhiệt. Thiếc còn có tác dụng làm cho Pb chuyển từ dạng lưới sang dạng hạt phân bố đều. Khi $\text{Sn} > 6,5\%$, hợp kim sẽ có độ cứng lớn và độ dẻo giảm mạnh.

Niken cũng có tác dụng chống thiên tích và làm giảm một chút tính dẫn nhiệt của hợp kim. Hàm lượng Ni không nên vượt quá 2%. Những nguyên tố như Fe, Al, P là có hại trong hợp kim lót trục Cu-Pb. Đặc biệt là photpho, nó có tác dụng làm giảm tính

dẫn nhiệt và tạo cùng tinh giòn Pb-P-Cu ở vùng tiếp xúc với vỏ thép khi đúc. Hàm lượng $P < 0,1\%$.

b) Tính chất hợp kim đồng chì

Bạc đồng chì được dùng nhiều vì nó có những ưu điểm sau đây:

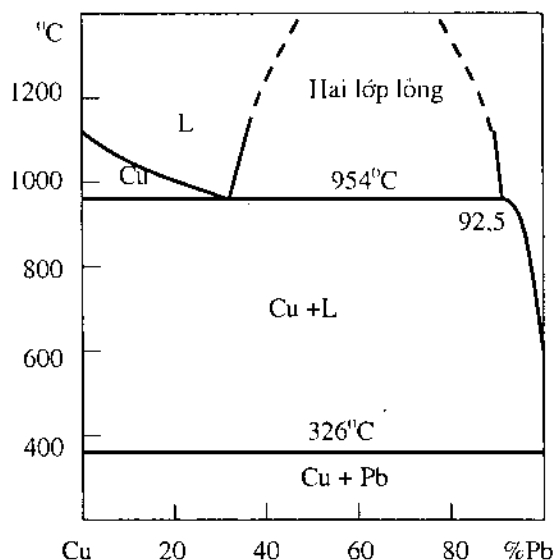
Tính chống mài mòn cao hơn hẳn so với các loại hợp kim khác;

- Độ dẫn nhiệt cao, cao gấp 4 lần so với đồng thanh thiếc, gấp 6 lần bacbit cho nên có thể làm việc được ở nhiệt độ cao;
- Khi nhiệt độ tăng, độ cứng và độ bền của hợp kim ít thay đổi so với các hợp kim lót trục khác nên vẫn có thể làm việc bình thường ở 250°C , trong khi đó bacbit chỉ làm việc đến 100°C đã bắt đầu bị nguy hiểm;
- Có tính chống mối tốt, chịu được tải trọng va đập.

Ngày nay, bạc đồng chì vẫn còn được sử dụng trong một số lĩnh vực mà chưa có vật liệu nào thay thế một cách hoàn hảo. Nó thường được sử dụng cho các loại bạc chịu tải trọng cao, tốc độ quay lớn và có va đập. Trong điều kiện tải trọng ổn định, giá trị p.v có thể đạt tới 900 ($p_{\max} = 250 \text{ daN/cm}^2$; $v_{\max} = 10 \text{ m/s}$). Trong điều kiện tải trọng va đập thì chỉ nên sử dụng giá trị p.v < 600 với $p_{\max} = 150 \text{ daN/cm}^2$.

Tuy nhiên, hợp kim đồng chì vẫn có một số nhược điểm sau đây:

- Tính mòn khớp không tốt do độ cứng của nền đồng tương đối cao. Trong quá trình làm việc, nếu có những hạt rắn rơi vào vùng ma sát thì nó không thể lún chìm vào nền đồng được mà sẽ gây hiện tượng cào xước cổ trục.
- Chống ăn mòn kém.
- Khó đúc do nhiệt độ nóng chảy cao, khoảng đông lớn, dễ thiên tích.



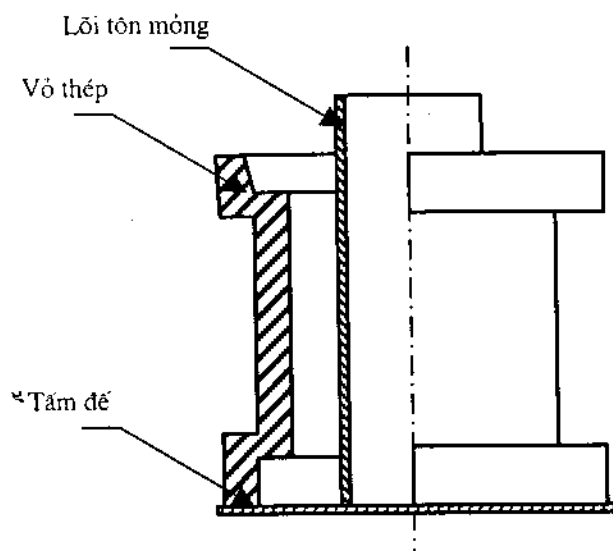
Hình 7.4. Giản đồ trạng thái hệ Cu-Pb

- Cơ tính kém cho nên chỉ có thể dùng làm bạc theo dạng bimetal (đúc tráng trong vỏ thép có mạ thiếc hoặc chì để tăng cường dính bám).
- Chì rất độc hại cho sức khỏe con người.

c) Đặc điểm đúc bạc đồng chì

Hai vấn đề chủ yếu khi đúc bạc đồng chì, dù là đúc khuôn ly tâm hoặc đúc khuôn tĩnh, đó là: chống thiên tích và làm thế nào để hợp kim liên kết tốt với vỏ thép.

Để chống thiên tích, như phần trên đã trình bày, cần phải làm nguội vật đúc thật nhanh trong khoảng nhiệt độ 1050 - 450°C (Nếu nguội nhanh, chì sẽ kết tinh ở dạng hạt nhỏ li ti phân bố đều trên nền đồng dạng nhánh cây). Hoặc giảm chiều dày thành vật đúc; hợp kim hoá thêm Ni hoặc khuấy đều kim loại lỏng trước khi rót, sau đó rót thật nhanh.



Hình 7.5. Vỏ thép dùng để đúc bạc đồng chì có vai

Để đảm bảo hợp kim liên kết tốt với vỏ thép, vỏ thép cần được làm sạch dầu mỡ theo quy trình sau:

- Nhúng vào dầu mazut để làm sạch mỡ bám sau khi gia công, nhúng nước sôi 1 phút;
- Nhúng vào NaOH 10% trong 20 s, lại nhúng nước sôi 15 s;
- Nhúng vào HCl 10% trong 30 s để tẩy gỉ sắt và trung hoà NaOH, nhúng nước sôi 2 - 3 phút;

- Nhúng vào dung dịch $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ (3 - 5%) nhiệt độ 70 - 80°C, sấy khô để chống oxy hoá bề mặt;

- Nung nóng vỏ thép lên đến 100 - 105°C. Tốt hơn cả là nhúng lại vỏ thép vào thùng $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ nóng chảy. Lấy vỏ thép ra và rót hợp kim. Cũng có thể nhấn chìm vỏ thép đã xử lý như trên vào bể kim loại lỏng. Lấy khuôn ra, sau đó tiến hành làm nguội bằng nước.

7.3.3. Hợp kim lót trục trên cơ sở nhôm

Hợp kim nhôm có đặc điểm là nhẹ, bền cao, dẫn nhiệt tốt cho nên có thể sử dụng làm bạc đỡ trong cặp ma sát có bôi trơn tốt, tải trọng nhỏ ($v < 5 \text{ m/s}$; $p < 50 \text{ daN/cm}^2$) như máy công cụ, máy kéo, động cơ tàu thủy... Mặt khác, hợp kim nhôm còn có mô đun đàn hồi thấp nên giới hạn chịu tải khá cao, có thể làm việc ở nhiệt độ cao.

Căn cứ vào tổ chức nền, có thể chia hợp kim nhôm chống ma sát thành hai nhóm (bảng 7.4).

a) *Nhóm I.* Hợp kim nhóm I chủ yếu dùng để chế tạo ổ trục dạng đơn nguyên khối, do vậy nó cần độ bền, độ cứng khá cao. Thành phần hoá học ngoài nhôm còn có các nguyên tố có tác dụng hoá bền dung dịch rắn α và tạo các pha cứng dạng hợp chất liên kim loại. Thành phần tổ chức của hợp kim nhóm này bao gồm nền α được hoá bền và các pha trung gian có độ cứng tương đối cao. Nhược điểm của hợp kim nhóm này là khả năng chống mài mòn nhỏ, dễ bị dính xước khi tải trọng tăng, làm mài mòn cổ trục. Trong nhóm này, hợp kim ACM được dùng rộng rãi hơn cả.

b) *Nhóm II.* Hợp kim nhóm II có chứa các nguyên tố có nhiệt độ nóng chảy thấp như Sn, Pb, Cd. Tổ chức nền bao gồm dung dịch rắn α , các pha liên kim cứng và các pha mềm của Sn, Pb, Cd. Trong quá trình làm việc, các pha mềm tạo một lớp màng mỏng bọc quanh ngỗng trục, làm giảm hệ số ma sát và độ mài mòn của cặp ma sát.

Hợp kim nhôm- thiếc rất khó chế tạo vì độ hoà tan của thiếc trong nhôm rất nhỏ, cùng tinh $\alpha + \beta$ chứa tới 99,5% Sn và nóng chảy ở 229°C. Khi kết tinh, ban đầu là các tinh thể Al, khi nhiệt độ giảm xuống nhiệt độ cùng tinh thì xuất hiện tổ chức $\alpha + \beta$. Tổ chức cuối cùng là các hạt Al bị bao bọc bởi lưới cùng tinh $\alpha + \beta$. Tổ chức này không có lợi trên quan điểm độ bền cơ học. Nhưng về tính chất chịu mài mòn thì tổ chức này lại tỏ ra có hiệu quả. Để cải thiện độ bền cơ học có thể dùng biện pháp tăng tốc độ nguội khi đúc hoặc hợp kim hoá bằng các nguyên tố tăng bền như Cu để tạo pha tăng bền CuAl_2 . Tuy nhiên, đồng lại làm giảm khả năng liên kết nhôm-thép.

Bảng 7.4. Thành phần và tính chất của một số hợp kim ma sát trên cơ sở nhôm*Hợp kim nhóm I*

	Thành phần nguyên tố (%)						HB	Bền, MPa	Dãn dài, %
	Ni	Mg	Sb	Ca	Si	Khác			
Alcuxin				7,5 - 9,5	1,2 - 2,5		70	160	0,7
ACM		0,3 - 0,7	3,5 - 4,5			Zn < 0,5; Fe < 1,8	28	84	29
AH2,5	2,7 - 3,3						33	140	23
KS200	1,5	0,5		1,5	21 - 22	1,2Co; 0,6Mn	120	190	
KS1275	1,0	1,0		1,3	13,8	0,1Ti	125	300	

Hợp kim nhóm II

	Thành phần hợp kim, %								Độ bền, MPa	dãn dài, %	HB
	Pb	Sn	Sb	Mg	Ni	Ca	Si	Cd			
ACC6-5	4 - 5,0		5 - 6,0	0,5 - 0,6					81	14	31
AO 3-1		2 - 4,0			0,3 - 0,6	0,8 - 1,2	1,7 - 2,1		110	2	40
AO 9-2		9 - 10,0			0,8 - 1,2	2,0 - 2,5	0,3 - 0,7		155	10	50
AO 9-1		9 - 10,0				1,0			80	18	28
RRAC 9		5,5 - 7			1,5 - 1,8	0,6 - 0,9	0,2		100	10	55
750		6,5			1,0	1,0			155	12	40
Moren 400							1,5 - 4,8	0,7 - 1,4	118	24	45
Alkxip		9 - 12						2%Cu			

Hợp kim Alkxip thường dùng để chế tạo bạc nhôm bimetal rất có hiệu quả. Trong hợp kim có chứa 2% Cu nên quy trình nấu luyện bắt buộc phải dùng hợp kim trung gian để chống cháy hao và đồng đều thành phần. Nấu hợp kim trung gian AlCu 50/50 theo nguyên tắc: nấu chảy đồng đỏ, khử oxy bằng CuP, gạt xỉ rồi cho nhôm vào lò, khuấy đều.

Việc tạo được liên kết bền nhôm - thép cho bimetal rất phức tạp vì nhôm và thép hoàn toàn không thấm ướt và thông số mạng của hai kim loại này quá khác xa nhau. Hai

công đoạn vô cùng quan trọng để tạo liên kết tốt là: xử lý bề mặt vỏ thép trước khi rót và tạo chất trợ dung nền.

Quá trình xử lý bề mặt bao gồm cả xử lý cơ học (tẩy, dũa...) và xử lý bằng hoá học (rửa, axit, kiềm...). Thường dùng axit HCl cho xử lý vỏ thép vì HCl tác dụng với FeO và Fe rất mạnh, vỏ thép dễ sạch hơn.

Chất trợ dung có tác dụng, một mặt là che phủ bề mặt vỏ thép không bị oxy hoá lại, mặt khác là tạo điều kiện cho nhôm thấm ướt và chảy đều trên mặt vỏ thép, hình thành liên kết chân bền vững cho bạc hai lớp. Thường dùng trợ dung gồm $\text{NaCl} + \text{KCl} + \text{ZnCl}_2 + \text{Na}_3\text{AlF}_6$ và/hoặc NaF.

Hết sức lưu ý là, do vỏ thép và nhôm có hệ số dẫn nở nhiệt rất khác nhau nên vật đúc rất dễ bị tách lớp. Bởi vậy, sau khi rót, khi nhiệt độ đã giảm xuống còn khoảng 500°C thì dỡ vật đúc và ủ trong đồng vôi bột hoặc làm nguội thật chậm cùng lò.

TÀI LIỆU THAM KHẢO

1. Phạm Quang Lộc. 1971. **Đúc gang và hợp kim màu**, ĐHBK Hà Nội
2. Phan Tử Phùng. 1969. **Đúc nhôm**, ĐHBK Hà Nội.
3. Nguyễn Khắc Xương, Nguyễn Văn Thái. 1992. **Vật liệu kim loại**. ĐHBK Hà Nội
4. Nguyễn Văn Thái. 1971. **Lý thuyết nấu và đúc thép**. ĐHBK Hà Nội.
5. Phạm Quang Lộc. 1977. **Tiến bộ kỹ thuật đúc**, NXB Khoa học và Kỹ thuật.
6. **Gang crôm hợp kim cao**. 1995. Báo cáo tổng kết đề tài khoa học cấp Bộ, Viện Công nghệ. Bộ Công nghiệp.
7. Nguyễn Hữu Dũng. 1997. **Bài giảng Hợp kim hoá và biến tính**, ĐHBK Hà Nội.
8. Nguyễn Hữu Dũng. 2003. **Lý thuyết các quá trình đúc**, NXB Khoa học và Kỹ thuật.
9. Buzek Z. 1988. Hutnické actuality. OSTRAVA.
10. Bùi Thọ Mạnh. 1998. **Luận văn tiến sỹ**, ĐHBK Hà Nội.
11. Quách Tất Bát. 2003. **Luận văn Thạc sỹ**, ĐHBK Hà Nội.
12. Nguyễn Khắc Xương. 2002. **Vật liệu kim loại màu**, NXB Khoa học và Kỹ thuật.
13. Nguyễn Hồng Hải. 2004. **Đồ án tốt nghiệp kỹ sư**, ĐHBK Hà Nội.
14. Mai Châu Lan. 2001. **Nghiên cứu thép song pha**. Tuyển tập báo cáo 50 năm ĐHBK Hà Nội.
15. ARCOV. 1977. **Vật đúc thép**, NXB CTM (bản tiếng Nga)
16. Rowly. 1993. **Interational atlas of casting defects**, AFS.
17. P. H. Mani. 2000. **Austempered ductile iron castings for chassis application**. <http://www.google.com>
18. Vondrak. 1992. **Sekundarni metalurgie litin**, VSB, Cech Republic.
19. Vondrak. 1992. **Công nghệ đúc gang cầu**. Tổng hợp các công trình phong Phó giáo sư.
20. Bonds R. W. **Design of ductile iron pipe on supports**. <http://www.dipra.org>

21. Maier M. 2000. **A study of the factors contributing to the metal dusting of Fe-Cr-Ni alloys in highly carburizing atmospheres.** Science reviews. <http://www.google.com>
22. Druschitz A. P. 2000. **Lightweight iron and steel castings for automotive application.** SAE 2000 World Congress. <http://www.dipra.org>
23. Goodrich G. M. **Cast iron microstructure anomalies and their causes.** AFS transaction.
24. Onjira. T. 2003. **Grain refinement of silicon in hyper-eutectic Al-Si system;** Proceeding of eighth Asian foundry congress, Bangkok.
25. Kashyap K. T. 2001. **Effects and mechanics of grain refinement in aluminium alloy,** Bull. Master.sci., Vol.24, No4, Indian Academy of Science.
26. Loong C. A. **Grain refining of aluminium foundry alloy.** www.metallurgical.com
27. Paul Cooper. 2003. **Characterisation of new generation of grain refiners for the foundry industry;** Light metals. www.metallurgical.com
28. Komatsu Y. 2001. **Slurry-erosion behavior of silicon particles dispersed hyper-eutectic Al-Si cast alloy.** Proceeding of the 7th Asian foundry congress-Taipei.
29. Cchneider W. A. 2003. **Comparison of the family of AlTiB refiners and their ability to achieve a fully equiaxed grain structure in DC casting.** www.metallurgical.com
30. Mykhalenkov K. 2002. **Grain refinement of hypoeutectic Al-Si alloys by titanium, boron and carbon additives.** Процессы литья. №1.
31. McDonald S. D. **Microstructural evolution of an Al-Si-Mg foundry alloy during solidification.** www.metallurgical.com
32. Yamamoto Y. **High-streng and high-electrical conductivity copper alloy for high-pin-count leadframes.** Hitachi cable review №19, August 2000.
33. **Copper alloy.** Copper lecture. <http://www.google.com>
34. Thomson L. **Oxidation-reduction resistance of advanced copper alloy.** <http://gltrs.grc.nasa.gov>
35. МыСИК Р. К. 2002 **Способы лгирования хромовых и хромо-циркониевых Бронз.** Процессылития. No1.
36. Smith G. **Designing copper-base sand castings.** <http://www.google.com>
37. Bhadeshia H. K. **Titanium and its alloy.** Materials science & metallurgy.

38. Wayne B. S. 2002. **A study of environmentally friendly titanium pretreatments for adhesive bonding to a thermoplastic composite.** A summary of work carried out at AMTT
39. **The story of the INCOLOY alloys series from 800, through 800H, 800HT.** Special metals. www.specialmetals.com
40. **Light metals.** Lecture 18: Titanium. <http://www.google.com>

HỢP KIM ĐỨC

Tác giả : Nguyễn Hữu Dũng

Chịu trách nhiệm xuất bản : PGS. TS. TÔ ĐĂNG HẢI

Biên tập và sửa bài : ThS. NGUYỄN HUY TIẾN

NGỌC LINH – PHẠM VĂN

Trình bày bìa : TRIỆU THẾ HÙNG

**NHÀ XUẤT BẢN KHOA HỌC VÀ KỸ THUẬT
70 TRẦN HƯNG ĐẠO – HÀ NỘI**

In 700 cuốn, khổ 19x27cm, tại Xưởng in NXB Văn hoá Dân tộc
Quyết định xuất bản số: 136-2006/CXB/377-06/KHKT-17/7/2006
In xong và nộp lưu chiểu quý IV năm 2006

206324



Gia: 68.000đ