

**ỦY BAN NHÂN DÂN HUYỆN CỬ CHI
TRƯỜNG TRUNG CẤP NGHỀ CỬ CHI**

GIÁO TRÌNH
MÔN HỌC/MÔ ĐUN: VẬT LIỆU HỌC
NGÀNH/NGHỀ: CẮT GỌT KIM LOẠI
TRÌNH ĐỘ: TRUNG CẤP

*Ban hành kèm theo Quyết định số: 89/QĐ-TCNCC ngày 15 tháng 08 năm 2024
của Hiệu trưởng Trường Trung cấp nghề Cử Chi*

Cử Chi, năm 2024

TUYÊN BỐ BẢN QUYỀN

Tài liệu này thuộc loại sách giáo trình nên các nguồn thông tin có thể được phép dùng nguyên bản hoặc trích dùng cho các mục đích về đào tạo và tham khảo.

Mọi mục đích khác mang tính lệch lạc hoặc sử dụng với mục đích kinh doanh thiếu lành mạnh sẽ bị nghiêm cấm.

LỜI GIỚI THIỆU

Môn học ***Vật liệu học*** được biên soạn dựa trên hướng dẫn tại Thông tư số 01/2024/TT-BLĐTBXH ngày 19/02/2024 của Bộ trưởng Bộ Lao động – Thương binh và Xã hội theo nội dung chương trình khung được Sở Lao động - Thương binh và Xã hội TPHCM và Trường trung cấp nghề Củ Chi ban hành dành cho hệ Trung Cấp nghề Cắt gọt kim loại.

Giáo trình này sẽ cung cấp cho các học viên những kiến thức cơ bản về các loại vật liệu được sử dụng phổ biến trong lĩnh vực cơ khí, cũng như các kiến thức về quá trình xử lý nhiệt, chuyển biến pha, cơ tính... của các loại vật liệu đó. Dựa vào đó giúp cho học viên có thể vận dụng và sử dụng hợp lý trong quá trình gia công, chế tạo, lựa chọn sử dụng cho từng loại chi tiết máy, sản phẩm cơ khí sao cho đạt yêu cầu về cơ tính, công năng sử dụng, giá thành sản phẩm.

Trong quá trình biên soạn không thể tránh khỏi các sai sót rất mong sự góp ý của các đồng nghiệp, và quý độc giả.

Tp. HCM, ngày 2 tháng 08 năm 2024

Tham gia biên soạn:

MỤC LỤC



☞ <i>Lời nói đầu</i>	
☞ <i>Tuyên bố bản quyền</i>	
☞ <i>Mục lục</i>	
☞ <i>Chương trình mô đun đào tạo môn học Vật liệu học</i>	
Chương 1: Cơ tính của vật liệu.....	1
1. Khái niệm về mạng tinh thể.....	1
2. Cấu trúc tinh thể điển hình của chất rắn.....	5
3. Đơn tinh thể và đa tinh thể.....	6
Chương 2: Hợp kim và biến đổi tổ chức.....	16
1. Cấu trúc tinh thể của hợp kim.....	16
2. Giảm độ pha của hệ hai cấu tử.....	17
3. Giảm độ pha Fe - C (Fe- Fe ₃ C).....	21
Chương 3: Nhiệt luyện.....	27
1. Khái niệm về nhiệt luyện thép.....	27
2. Các tổ chức đạt được khi nung nóng và làm nguội thép.....	28
3. Ủ và thường hoá thép.....	33
4. Tôi thép.....	36
5. Ram thép.....	39
6. Các khuyết tật xảy ra khi nhiệt luyện thép.....	40
Chương 4: Vật liệu kim loại.....	42
1. Thép Cacbon.....	42
2. Thép hợp kim.....	44
3. Gang.....	45
☞ <i>Hướng dẫn sử dụng giáo trình.....</i>	<i>48</i>
☞ <i>Tài liệu tham khảo.....</i>	<i>48</i>

GIÁO TRÌNH MÔN HỌC

Tên môn học: Vật liệu học

Mã môn học: MH08

Thời gian thực hiện môn học: 30 giờ; (Lý thuyết: 20 giờ; Thực hành, thí nghiệm, thảo luận, bài tập: 8 giờ; Kiểm tra: 2 giờ)

Vị trí, tính chất và vai trò của môn học:

- Vị trí:

+ Môn học có thể được bố trí trước, đồng thời hoặc sau khi học sinh học xong các môn học chung bắt buộc.

+ Môn học được bố trí trước các môn học, mô-đun đào tạo chuyên môn nghề.

- Tính chất:

+ Là môn học kỹ thuật cơ sở thuộc các môn học, mô-đun đào tạo nghề bắt buộc.

Mục tiêu môn học:

- Về kiến thức:

+ Trình bày được đặc điểm, tính chất cơ lý, ký hiệu và phạm vi ứng dụng của một số vật liệu thường dùng trong ngành cơ khí như: gang, thép cacbon, thép hợp kim, hợp kim cứng, kim loại màu, ceramic, vật liệu phi kim loại, dung dịch trơn nguội ...

+ Giải thích được một số khái niệm về nhiệt luyện và hoá nhiệt luyện.

- Về kỹ năng:

+ Nhận biết được vật liệu qua màu sắc, tỷ trọng, độ nhám mịn, âm thanh khi gõ, đập búa, xem tia lửa khi mài.

+ Xác định được tính chất, công dụng các loại vật liệu thường dùng cho nghề.

+ Mua các loại vật liệu theo đúng yêu cầu của sản xuất

+ Nhiệt luyện được một số dụng cụ của nghề như dao tiện thép gió, đục...

- Về năng lực tự chủ và trách nhiệm:

+ Rèn luyện tính kỷ luật, kiên trì, cẩn thận, nghiêm túc, chủ động và tích cực sáng tạo trong học tập.

Nội dung của môn học:

CHƯƠNG 1 CẤU TRÚC VÀ CƠ TÍNH CỦA VẬT LIỆU

Mã chương: MH08-01

Giới thiệu:

Để có thể thiết kế, gia công sản xuất máy móc, thiết bị trong ngành cơ khí chế tạo hiện nay, điều cần biết trước nhất là phải biết rõ cấu tạo, đặc điểm, tính chất cơ lý hóa, tính công nghệ của các vật liệu kim loại và phi kim loại. Chương này sẽ giúp học sinh hiểu biết đặc điểm, tính chất của kim loại và hợp kim.

Mục tiêu:

- Trình bày được các đặc điểm, cấu tạo của kim loại và hợp kim.
- Phân biệt được các kim loại và hợp kim thường dùng trong ngành cơ khí chế tạo.
- Trình bày được các tính chất cơ lý hoá, tính công nghệ của kim loại và hợp kim.
- Mô tả được các phương pháp đo độ cứng đơn giản, có khả năng đo trực tiếp sản phẩm mà không phá hỏng chúng.
- Đo được độ cứng HB, HRC của vật liệu.
- Rèn luyện tính kỷ luật, kiên trì, cẩn thận, nghiêm túc, chủ động và tích cực sáng tạo trong học tập.

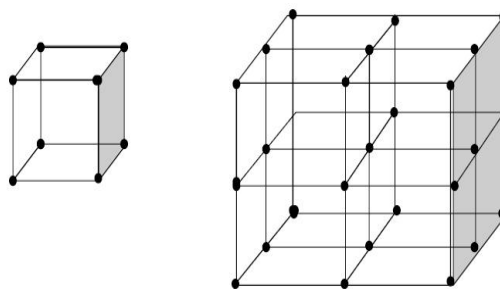
Nội dung chính:

1. Khái niệm về mạng tinh thể

1.1. Tính đối xứng

1.1.1. Khái niệm và tính chất của mạng tinh thể.

Tinh thể là vật rắn, nếu kết tinh tốt có dạng nhiều mặt, cân đối hình học. Bên trong các hạt vật chất nhỏ bé phân bố một cách có trật tự và tuần hoàn trong mạng không gian. Để có khái niệm về mạng không gian ta hình dung một hệ thống gồm vô hạn những hộp giống hệt nhau, sắp xếp cùng chiều và khít với nhau sao cho mỗi đỉnh trở thành đỉnh chung của 8 hộp, mỗi cạnh là cạnh chung của 4 hộp.



Hình 1.1. Ô mạng cơ sở của tinh thể

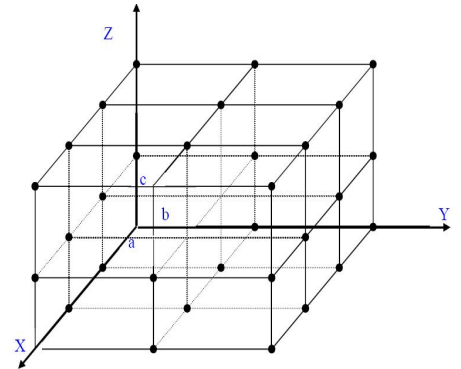
Hộp con này có tên là ô mạng cơ sở, ô mạng cơ sở là đơn vị tuần hoàn bé nhất của mạng, thể hiện đầy đủ tính đối xứng của mạng. Tất cả các đỉnh đều là các nút mạng, tập hợp các nút mạng này tạo thành mạng không gian. Các nút trên một đường thẳng làm thành một hàng mạng (2 nút bất kỳ của mạng xác định một hàng mạng). Khoảng cách giữa hai nút mạng cạnh nhau trên một hàng mạng có một giá trị cố định và được gọi là thông số của hàng mạng đó. Các hàng mạng song song nhau sẽ có cùng thông số hàng. Ba nút không cùng trên một hàng mạng sẽ xác định một mặt mạng. Tất cả mặt mạng song song nhau sẽ có cùng mật độ nút và hợp thành một họ mặt mạng. Khoảng cách giữa hai

mặt mạng cạnh nhau là một hằng số đối với cả họ mặt gọi là thông số của họ mặt hay gọi tắt là thông số mặt mạng. Cấu trúc của một tinh thể bao giờ cũng thể hiện như một mạng không gian hay một số mạng không gian có cùng kích thước lồng vào nhau

Khoảng cách giữa các hạt cạnh nhau trong đa số các tinh thể rất nhỏ chỉ một vài Å, nghĩa là trên 1cm chiều dài của không gian tinh thể có 10^8 hạt tương ứng với 10^8 nút. Do vậy trong thực tế người ta thường coi mạng như một hệ thống gồm vô hạn các nút.

Để hiểu rõ hơn về mạng không gian ta có thể tịnh tiến 3 vectơ \vec{a} , \vec{b} , \vec{c} không đồng phẳng xuất phát từ nút gốc của mạng một cách tuần hoàn theo 3 chiều không gian ta sẽ nhận được một hệ thống nút, chính là đỉnh của một hệ thống vô hạn mà ta gọi là những ô mạng cơ sở trên với 3 cạnh a, b, c.

$$\vec{T} = n_1\vec{a} + n_2\vec{b} + n_3\vec{c}$$



Hình. 1.2 các nút mạng được suy ra từ nút mạng gốc bằng phép tịnh tiến

Tất cả các nút mạng đều suy ra được từ nút mạng gốc bằng phép tịnh tiến.

Trong đó n_1, n_2, n_3 là những số nguyên nào đó, nói cách khác hai nút bất kỳ của mạng có thể di chuyển tới chỗ của nhau bằng một phép tịnh tiến T. Khi chúng tới chỗ của nhau các nút còn lại của mạng cũng thế chỗ cho nhau. Vì mọi nút mạng đều hoàn toàn tương đương nhau do đó sau khi cho mạng tịnh tiến như vậy ta không thể phân biệt được vị trí cuối cùng và vị trí đầu tiên của mạng.

Trong mạng tinh thể chính sự sắp xếp của vật chất theo qui luật mạng không gian đã tạo nên những tính chất đặc trưng cho tinh thể đó là tính đồng nhất và tính dị hướng.

+ Tính đồng nhất: Tinh thể có tính đồng nhất nghĩa là trên toàn bộ thể tích của mạng không gian tại những điểm khác nhau có tính chất tương tự nhau, nói rõ hơn nếu nghiên cứu tinh thể theo những phương song song với nhau tại những điểm khác nhau ta thấy chúng có cùng tính chất.

+ Tính dị hướng: Xét theo các phương khác nhau, tinh thể có tính chất khác nhau. Tính dị hướng là hậu quả tất nhiên của việc phân bố các hạt theo qui luật mạng không gian

1.1.2. Các yếu tố đối xứng định hướng hay các yếu tố đối xứng trong hình hữu hạn

+ Tâm đối xứng C: Là một điểm trong hình có tính chất là bất kỳ đường thẳng nào qua nó đều cắt hình tại hai điểm cách đều hai bên nó. Cách nhận biết tâm đối xứng: Một đa diện có tâm C khi mỗi mặt bất kỳ của đa diện có một mặt tương ứng xuyên tâm đối, song song bằng nhau và trái chiều đối với nhau.

+ Mặt đối xứng P: Mặt đối xứng là một mặt phẳng chia hình ra làm hai phần bằng nhau, phần này đối với phần kia là ảnh của nhau

+ Trục đối xứng L_n : Đó là những đường thẳng đi qua tâm điểm của hình mà khi xoay hình quanh nó đủ một vòng 360° bao giờ hình cũng chiếm những vị trí tương tự như vị trí đầu tiên một số nguyên lần, lúc đó n được gọi là bậc trục, góc xoay nhỏ nhất để hình trở lại vị trí tương tự như vị trí đầu tiên gọi là góc xoay cơ sở của trục. Nếu gọi góc xoay cơ sở là α thì bao giờ ta cũng có $\alpha = 360^\circ/n$. Nghĩa là một vòng xoay 360° bao giờ cũng chứa một số nguyên lần góc α .

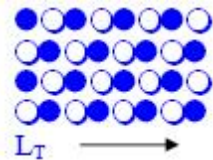
1.1.3. Các yếu tố đối xứng vị trí hay các yếu tố đối xứng trong hình vô hạn

Để nghiên cứu cấu trúc bên trong của tinh thể được thuận lợi, mạng tinh thể được coi là những hình vô hạn, trong hình này đối với mỗi yếu tố đối xứng trên có vô số yếu tố đối xứng cùng loại song song nhau.

Ví dụ trong mạng tinh thể NaCl.

Ta có vô số các trục L_4 và P nữa song song với nhau khi đi qua các ion Na^+ và Cl^- . Tuy nhiên ở hình vô hạn có những yếu tố đối xứng mà ở trong hình vô hạn không thể có được. Đó là trục tịnh tiến, mặt ảnh trượt, trục xoắn ốc.

+ Trục tịnh tiến L_t : Là 1 phương trong hình mà khi ta tịnh tiến hình một đoạn thẳng nhất định song song với phương đó thì hình sẽ trở về vị trí tương tự vị trí cũ trong không gian và đoạn thẳng đó được gọi là bước tịnh tiến hay chu kỳ tịnh tiến.

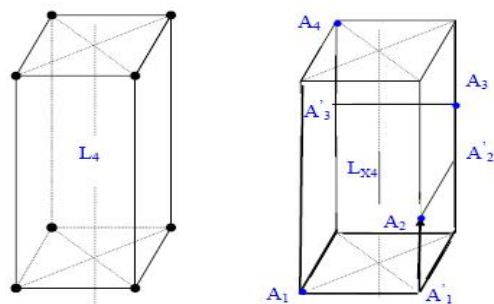


Ví dụ trong mạng tinh thể NaCl khi tịnh tiến toàn bộ mạng tinh thể NaCl từ trái sang phải theo phương L_t một đoạn T bằng khoảng cách giữa hai ion Na^+ hoặc Cl^- liên nhau thì mạng sẽ trùng với vị trí cũ.

+ Mặt ảnh trượt P_t : Là một tập hợp gồm một mặt đối xứng và phép tịnh tiến song song với mặt đối xứng đó, chúng tác động không riêng lẻ mà đồng thời. Ở đây việc chuyển dịch bằng một nửa đoạn tịnh tiến cơ sở.

+ Trục xoắn ốc L_{Xn} : Là tập hợp gồm một trục đối xứng và một phép tịnh tiến song song với trục đối xứng đó, chúng tác dụng không riêng lẻ mà đồng thời.

Ví dụ cho một hình gồm các hệ thống điểm A_1, A_2, A_3, A_4, A_5 như hình vẽ

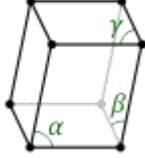
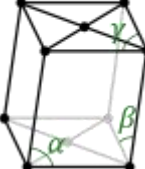
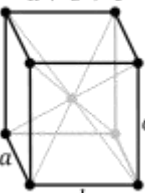
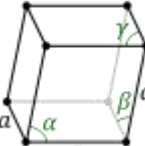


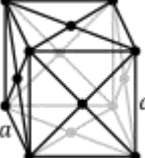


Hình 1.3 trục xoắn ốc bậc 4 L_{X4}

Ta có thể thấy hình trên có trục xoắn ốc bậc 4 L_{X4} vì khi làm theo định nghĩa, quay hình quanh trục L_{X4} một góc 90° thì A_1, A_2, A_3, A_4, A_5 sẽ lần lượt ở các vị trí $A_1', A_2', A_3', A_4', A_5'$. Sau đó tịnh tiến tiếp bước T thì A_1' đến A_2, A_2' đến A_3, \dots . Như vậy các điểm A_1, A_2, A_3 qua L_{X4} sẽ chuyển động theo một đường xoắn ốc.

1.2. Ô cơ sở- ký hiệu phương, mặt.

Tất cả có 7 ô mạng cơ sở tương ứng với 7 mạng tinh thể như sau:

<p>+ Hệ 3 nghiêng: mức đối xứng hạng thấp, ô mạng cơ sở hình bình hành lệch $a \neq b \neq c$; $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$,</p>	<p>$\alpha, \beta, \gamma \neq 90^\circ$</p> 
<p>+ Hệ một nghiêng: mức đối xứng hạng thấp Ô mạng cơ sở là lăng trụ đáy hình bình hành hay hình hộp lệch $a \neq b \neq c$, $\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$,</p>	<p>$\alpha \neq 90^\circ$ $\beta, \gamma = 90^\circ$</p> 
<p>+ Hệ trực thoi: mức đối xứng hạng thấp, ô mạng cơ sở hình hộp diêm hay lăng trụ đáy chữ nhật $a \neq b \neq c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	<p>$a \neq b \neq c$</p> 
<p>+ Hệ tam phương: mức đối xứng hạng trung, ô mạng cơ sở hình mặt thoi hay đa diện đáy thoi $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$</p>	<p>$\alpha, \beta, \gamma \neq 90^\circ$</p> 
<p>+ Hệ tứ phương: mức đối xứng hạng trung, ô mạng cơ sở lăng trụ đáy vuông hay lăng trụ tứ phương $a = b \neq c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	<p>$a \neq c$</p> 
<p>+ Hệ lục phương: mức đối xứng hạng trung, ô mạng cơ sở lăng trụ lục phương $a = b \neq c$, $\alpha = \beta = 90^\circ$, $\gamma = 120^\circ$</p>	<p>$a \neq c$</p> 
<p>+ Hệ lập phương: mức đối xứng hạng cao, ô mạng cơ sở lập phương $a = b = c$, $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$</p>	

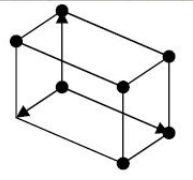
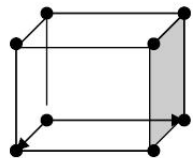
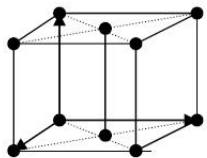
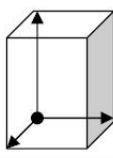
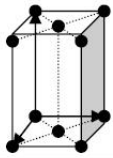
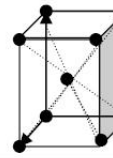
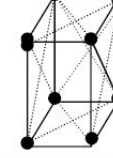
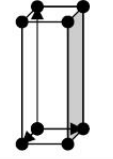
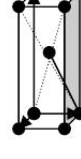
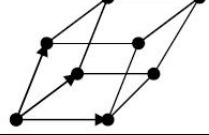
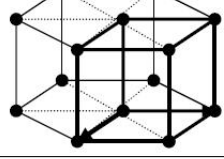
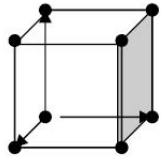
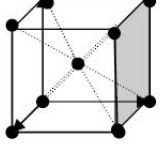
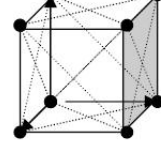
Bảng 1.1 Các ô cơ sở - Phương, mặt

Tất cả 7 ô mạng cơ sở trên cũng là ô cơ sở của các mạng Bravais thuộc 7 hệ tinh thể khác nhau. Nếu các nút mạng chỉ phân bố ở đỉnh của ô mạng ta được, tuy nhiên ngoài vị trí các đỉnh các nút mạng còn phân bố ở những vị trí sau:

- + Phân bố ở tâm hai đáy của ô mạng, đó là ô mạng cơ sở loại tâm đáy
- + Phân bố ở tâm của ô mạng, đó là ô mạng cơ sở loại tâm khối

+ Phân bố ở tâm của các mặt, đó là ô mạng cơ sở loại tâm diện

Có 7 hệ và 4 loại ô mạng khác nhau theo tính toán sẽ được 28 mạng Bravais khác nhau, tuy nhiên các nhà khoa học đã chứng minh được chỉ có 14 kiểu mạng Bravais được thể hiện như hình vẽ sau:

Hệ	Nguyên thủy (P)	Tâm đáy (C)	Tâm khối (I)	tâm diện (F)
Ba nghiêng				
Một nghiêng				
Trực thoi				
Tứ phương				
Tam phương				
Lục phương				
Lập phương				

Bảng 1.2 Mạng Bravais

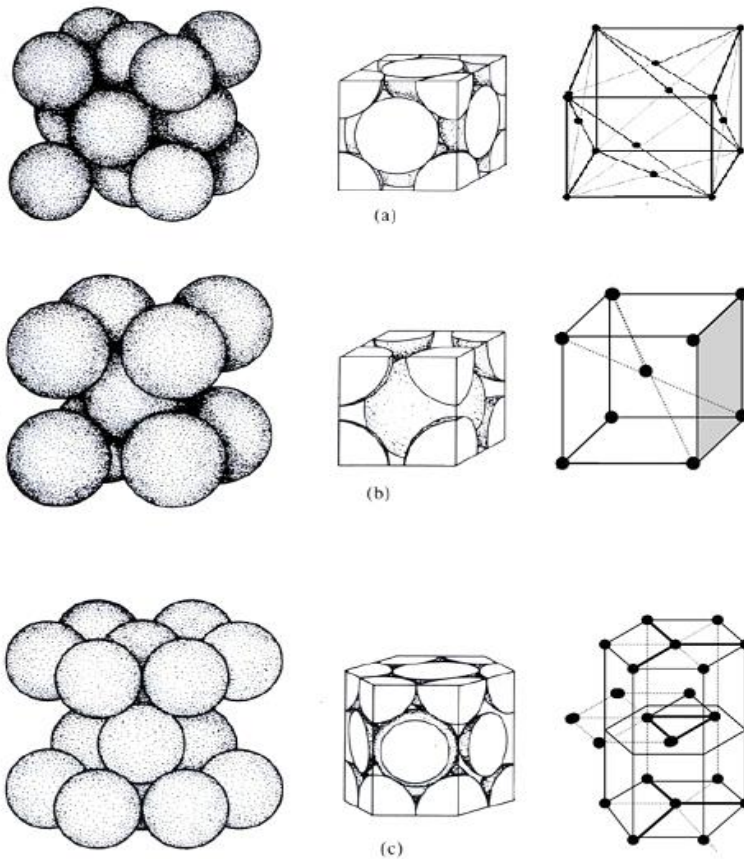
2. Cấu trúc tinh thể điển hình của chất rắn

Trong các kim loại thường gặp ba dạng mạng tinh thể: lập phương thể tâm, lập phương diện tâm và lục giác xếp chặt.

+ Mạng lập phương thể tâm: Các nguyên tử ion nằm ở các đỉnh và ở giữa tâm các khối hình lập phương. Hình 1-2a trình bày một phần của mạng tinh thể lập phương thể tâm, còn các hình b, c trình bày một ô mạng cơ sở của nó. Các kim loại Fe, Cr, W... có kiểu mạng này

+ Mạng lập phương diện tâm: Các nguyên tử ion nằm ở các đỉnh và giữa các mặt của hình lập phương. Bốn nguyên tử ở trên bốn mặt không tiếp xúc với nhau nhưng lại tiếp xúc với nguyên tử nằm ở giữa mặt. Cấu trúc này đặc trưng cho Cu, ngoài ra còn có ở nhiều kim loại khác như kẽm thô và các kim loại như Al, Th, Pb...

+ Mạng lục phương xếp chặt: Hình trình bày một ô mạng cơ sở lục giác xếp chặt, trong đó 12 nguyên tử nằm ở các đỉnh 2 nguyên tử nằm ở giữa hai mặt đáy của hình lăng trụ lục giác và 3 nguyên tử nằm ở trung tâm ba khối lăng trụ tam giác cạnh nhau. Các kim loại Be, Mg, Ti có kiểu mạng lục giác xếp chặt.



Hình 1.4 mạng lập phương tâm diện (a), lập phương tâm khối (b), lục phương xếp chặt(c)

3. Đơn tinh thể và đa tinh thể

3.1. Đơn tinh thể

Nếu vật tinh thể có mạng thống nhất và phương không thay đổi trong toàn bộ thể tích thì gọi là đơn tinh thể. Để hình dung đơn tinh thể ta lấy một khối cơ sở và tịnh tiến theo ba trục tọa độ với độ dài bằng chu kỳ tuần hoàn mạng sẽ được đơn tinh thể.

Trong thực tế một số khoáng vật sẽ tồn tại đơn tinh thể tự nhiên. Với kim loại để có được đơn tinh thể ta phải áp dụng công nghệ đặc biệt nuôi đơn tinh thể. Ngày nay người ta mới chế tạo được những đơn tinh thể nhỏ dài khoảng 3,5 cm.

Một số đơn tinh thể đặc biệt là các khoáng vật có bề mặt ngoài khá nhẵn, hình dáng xác định, đó là những mặt phẳng nguyên tử giới hạn (thường là những mặt phẳng có mật độ nguyên tử lớn nhất). Tính chất tiêu biểu của đơn tinh thể là tính dị hướng do theo các hướng khác nhau mật độ nguyên tử khác nhau. Đơn tinh thể chủ yếu ứng dụng trong công nghệ bán dẫn và vật liệu kỹ thuật điện.

3.2. Đa tinh thể

Là tinh thể có cấu tạo kim loại gồm nhiều tinh thể, mỗi tinh thể trong đó gọi là hạt. Đa tinh thể có các đặc điểm sau:

- Do sự định hướng mạng tinh thể của các hạt là ngẫu nhiên nên phương mạng giữa các hạt luôn lệch nhau một góc nào đó.
- Tại vùng biên giới hạt mạng tinh thể bị xô lệch
- Đa tinh thể có tính đẳng hướng.

3.2.1. Hạt

Trong thực tế hầu như ta chỉ gặp các vật liệu đa tinh thể. Đa tinh thể gồm rất nhiều đơn tinh thể nhỏ cỡ μm được gọi là hạt tinh thể hay đơn giản là hạt. Chúng tuy có cùng cấu trúc và thông số mạng nhưng phương lại định hướng khác nhau (mang tính ngẫu nhiên) và liên kết với nhau qua vùng biên giới được gọi là biên hạt. Từ mô hình đó có thể thấy rằng:

- Mỗi hạt là một khối tinh thể hoàn toàn đồng nhất, xét về mặt này từng hạt đều thể hiện tính dị hướng.

- Các hạt tuy có mạng và thông số giống nhau nhưng có phương lệch nhau tức tính đồng nhất về phương mạng không giữ được trong toàn khối mạng vì thế lại thể hiện tính đẳng hướng (đôi khi còn gọi là đẳng hướng giả vì mỗi phần của nó-hạt vẫn thể hiện tính dị hướng)

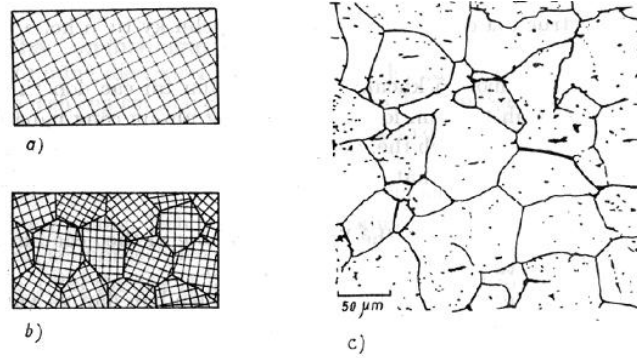
- Biên hạt chịu ảnh hưởng qui luật phương mạng của các hạt xung quanh nên có cấu trúc hỗn hợp và vì vậy không duy trì được cấu trúc qui luật (tinh thể) mà lại có sắp xếp không trật tự (xô lệch) như là vô định hình, thường là kém xít chặt với tính chất khác với bản thân hạt.

- Có thể thấy rõ cấu trúc đa tinh thể hay các hạt qua tổ chức tế vi (ảnh thấy được qua kính hiển vi, thường là quang học). Qua mài phẳng và mài nhẵn bóng đến như gương, rồi ăn mòn nhẹ, mẫu kim loại được đặt vào trong kính hiển vi để quan sát. Chùm tia sáng vuông góc tới bề mặt nhẵn đều được phản xạ trở lại nên ảnh có màu sáng. Qua ăn mòn nhẹ (còn gọi là tẩm thực) biên hạt bị ăn mòn mạnh hơn, lõm xuống làm tia sáng chiếu tới bị hắt đi, bị tối, nên thấy rõ các đường viền tối. Thực chất tổ chức tế vi biểu thị cấu trúc của mặt cắt ngang qua các hạt theo qui luật ngẫu nhiên.

3.2.2. Độ hạt

Người ta có thể cảm nhận được độ lớn của hạt tinh thể khi quan sát chỗ vỡ của kim loại qua độ xù xì, gợn hạt của nó. Như sau này sẽ biết hạt to hay nhỏ ảnh hưởng rất lớn đến cơ tính nên rất cần đánh giá chúng về mặt định lượng. Trong nghiên cứu kim loại thường dùng khái niệm độ hạt, biểu diễn bằng kích thước (khoảng cách giữa hai mép đối diện, đôi khi còn gọi là đường kính) trung bình các hạt trên tổ chức tế vi.

Để xác định độ hạt người ta hay dùng các cấp hạt theo tiêu chuẩn ASTM. Các hạt có độ lớn khác nhau được phân thành 16 cấp đánh số từ 00,0,1,2,...,14 theo thứ tự hạt nhỏ dần, trong đó tám cấp thường dùng là từ 1 đến 8



Hình 1.5 đơn tinh thể (a) và đa tinh thể(b) và ảnh tế vi của đa tinh thể sau tẩm thực

Sự kết tinh và hình thành tổ chức của kim loại

Kết tinh là quá trình chuyển biến từ pha lỏng sang pha rắn, trong trường hợp kim loại và hợp kim quá trình kết tinh thường đi kèm với sự hình thành tinh thể.

Trong công nghiệp phần lớn các kim loại sản xuất ra được luyện bằng phương pháp nấu chảy, sau đó đem đúc để thành hình sản phẩm hay bán thành phẩm. Chất lượng của vật đúc phụ thuộc vào quá trình chuyển biến từ trạng thái lỏng sang trạng thái tinh thể, tức là quá trình kết tinh. Quá trình kết tinh kết tinh hình thành mạng tinh thể từ trạng thái lỏng là sự kết tinh lần thứ nhất, còn sự chuyển đổi mạng tinh thể ở trạng thái rắn được gọi là sự kết tinh lần thứ hai.

Quá trình kết tinh của kim loại là một quá trình rất phức tạp. Khi hạ nhiệt độ xuống thấp hơn nhiệt độ kết tinh lý thuyết trong kim loại lỏng xuất hiện những phần tử rắn rất nhỏ có cấu trúc tinh thể, đó là những mầm kết tinh. Trong quá trình tiếp theo, các mầm phát triển và trở thành tinh thể.

Trong thực tế, quá trình kết tinh bắt đầu ứng với nhiệt độ kết tinh thực T_k . Sự khác nhau giữa nhiệt độ kết tinh lý thuyết và nhiệt độ kết tinh thực được gọi là nhiệt độ quá nguội. Tốc độ nguội càng lớn thì độ quá nguội càng lớn và dẫn đến làm giảm nhiệt độ kết tinh thực. Với tốc độ nguội chậm sự kết tinh xảy ra ở nhiệt độ không đổi. Ngoài ra tốc độ nguội còn ảnh hưởng đến cấu trúc kim loại và độ đồng nhất của nó.

Độ quá nguội ảnh hưởng đến tốc độ kết tinh và cấu trúc của kim loại vì nó ảnh hưởng đến tốc độ tạo mầm và tốc độ phát triển kích thước của tinh thể. Khi độ quá nguội nhỏ kim loại sẽ có cấu trúc hạt lớn (chất lượng kim loại thấp), khi độ quá nguội lớn, tốc độ phát triển mầm lớn, kim loại sẽ có cấu trúc hạt nhỏ (tính chất cơ học của kim loại tốt)

3.3 Textua

Như chúng ta đã biết chất lỏng có trật tự gần mà không có trật tự xa, tức trong nó có những nhóm nguyên tử sắp xếp trật tự, chúng ở trạng thái cân bằng động nghĩa là chỉ có khả năng tồn tại trong thời gian rất ngắn, nhanh chóng tan ra rồi lại tạo thành ở chỗ khác. Một dạng tồn tại như vậy cho thấy về mặt cấu trúc trạng thái lỏng gần trạng thái tinh thể hơn là trạng thái khí, điều này giúp nó kết tinh một cách dễ dàng.

Trong tự nhiên mọi quá trình tự phát đều xảy ra theo chiều giảm năng lượng, tức là theo chiều ở trạng thái mới có năng lượng dự trữ nhỏ hơn.

Trong hệ thống vật chất gồm chuyển động của các chất điểm (nguyên tử, phân tử) thì năng lượng dự trữ được đặc trưng bằng năng lượng tự do F.

$$F=U-TS$$

Trong đó U là nội năng của hệ thống

S là entropi

T là nhiệt độ tuyệt đối $^{\circ}\text{K}$

Năng lượng tự do thay đổi theo nhiệt độ và các yếu tố khác. Từ biểu đồ về mối quan hệ giữa năng lượng tự do và nhiệt độ ta thấy :

- Khi $T > T_s$ ta có $F_r > F_l$ do đó kim loại tồn tại ở trạng thái lỏng

- Khi $T < T_s$ ta có $F_l < F_r$ do đó kim loại tồn tại ở trạng thái rắn

Như vậy khi làm nguội kim loại lỏng xuống dưới nhiệt độ T_s sẽ có quá trình kết tinh xảy ra. Tại nhiệt độ $T = T_s$ ta có $F_r = F_l$ năng lượng tự do của hai trạng thái bằng nhau, quá trình kết tinh chưa xảy ra, nghĩa là giữa kim loại lỏng và kim loại rắn có cân bằng động. Điều đó có nghĩa là nếu có một lượng kim loại lỏng kết tinh thì cũng có một lượng như vậy kim loại rắn nóng chảy, chỉ khi $T < T_s$ để cho $F_r < F_l$ thì sự kết tinh mới xảy ra rõ rệt, nhiệt độ T_s gọi là nhiệt độ kết tinh lý thuyết

Như vậy nhiệt độ kết tinh thực tế luôn nhỏ hơn nhiệt độ kết tinh lý thuyết, hiện tượng này gọi là sự quá nguội, người ta gọi hiệu số giữa nhiệt độ kết tinh lý thuyết T_s và nhiệt độ kết tinh thực tế T_{kt} là độ quá nguội ΔT

Vậy có thể phát biểu rằng sự kết tinh chỉ xảy ra với độ quá nguội nhất định. Đa số kim loại nguyên chất kỹ thuật có thể kết tinh với độ quá nguội thay đổi từ rất nhỏ đến rất lớn (hàng trăm $^{\circ}\text{C}$) tùy theo tốc độ làm nguội khi kết tinh là chậm hay nhanh

3.3.1. Hai quá trình của sự kết tinh

Quá trình kết tinh bao gồm hai quá trình: đó là quá trình tạo mầm và quá trình phát triển mầm.

3.3.1.1 Quá trình tạo mầm

Quá trình tạo mầm đồng thể (mầm nội sinh)

Theo quan điểm nhiệt động học thì sự kết tinh đòi hỏi một nhiệt lượng thải từ hệ thống ra ngoài làm thay đổi năng lượng tự do và do đó làm thay đổi sự ổn định tương đối về nhiệt động học của hai pha có mặt. Sự chuyển biến từ pha này sang pha khác đòi hỏi sự sắp xếp lại nguyên tử. Do sự dịch chuyển đó của nguyên tử mà quá trình kết tinh luôn đòi hỏi một sự khởi đầu không thuận nghịch từ trạng thái cân bằng

Vì các nguyên tử trong chất lỏng luôn ở trạng thái chuyển động nhiệt không ngừng, do đó qua một thời gian một nhóm các nguyên tử thuần túy sẽ thay đổi và kết hợp với nhau để tạo nên các mầm tinh thể. Nếu chất lỏng có nhiệt độ lớn hơn T_m thì chỉ sau một thời gian ngắn các tinh thể sau đó sẽ dao động và phân rã, ngược lại nếu chất lỏng có nhiệt độ nhỏ hơn T_m các tinh thể sẽ ở trạng thái ổn định về mặt nhiệt động và nó sẽ phát triển thêm lên để tạo thành tinh thể. Vấn đề là tại sao ở dưới nhiệt độ T_m tinh thể lại ổn định và có thể phát triển thêm lên.

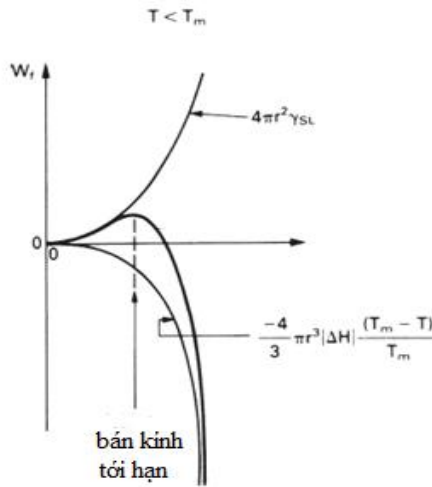
Khi một đơn vị thể tích của chất rắn được hình thành, thế nhiệt động của hệ sẽ giảm đi một lượng tương ứng là $\frac{4}{3}\pi r^3 |\Delta H| \frac{(T_m - T)}{T_m}$. Trong khi đó năng lượng cần thiết để tạo ra

bề mặt phân chia pha lỏng-rắn xung quanh các hạt tinh thể là $4\pi r^2 \gamma_{sl}$ (trong đó γ_{sl} là sức căng bề mặt lỏng-rắn)

Như vậy năng lượng mạng lưới cần để hình thành nên mạng tinh thể là

$$W_f = 4\pi r^2 \gamma_{sl} - \frac{4}{3} \pi r^3 |\Delta H| \frac{(T_m - T)}{T_m}$$

Kết quả được thể hiện trên hình vẽ sau



Hình 1.6 năng lượng cần thiết để tạo ra tinh thể hình cầu

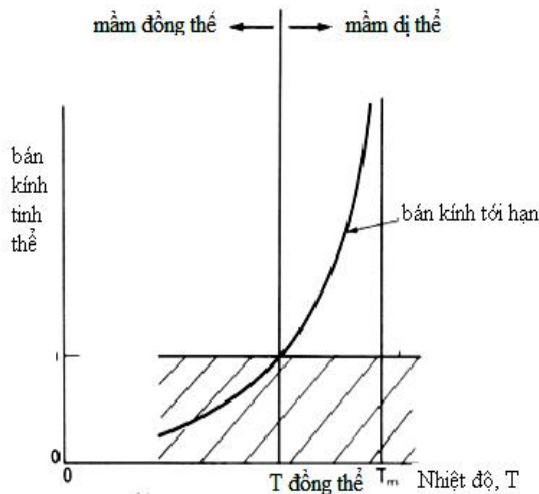
Giá trị của năng lượng W_f tùy thuộc vào giá trị của bán kính tới hạn r^* . Khi $r < r^*$ W_f là dương, trong khi đó $r > r^*$ W_f là âm. Điều này có nghĩa nếu quá trình dao động ngẫu nhiên tạo ra một mầm có kích thước $r < r^*$, nó sẽ không ổn định và bị tan đi, lúc này hệ thống sẽ sản sinh ra năng lượng tự do nếu mầm tinh thể mất đi các nguyên tử và do đó r giảm. Ngược lại khi các mầm tinh thể tạo ra có kích thước $r > r^*$, lúc đó năng lượng tự do của hệ thống sẽ tăng lên cùng với xu hướng phát triển của mầm tinh thể. Tóm lại là chỉ có những dao động ngẫu nhiên tạo ra mầm tinh thể có kích thước lớn hơn r^* mới có thể ổn định và quá trình kết tinh mới có thể bắt đầu. Để tính toán bán kính giới hạn r^* có thể dựa theo công thức sau:

$$\frac{dW_f}{dr} = 8\pi r \gamma_{sl} - 4\pi r^2 |\Delta H| \frac{(T_m - T)}{T_m}$$

Sử dụng điều kiện $dW_f/dr = 0$, khi $r=r^*$ sẽ cho ta công thức tính r^* như sau:

$$r^* = \frac{2\gamma_{sl} \cdot T_m}{|\Delta H| (T_m - T)}$$

Với tần suất tìm thấy các nhóm nguyên tử trong chất lỏng liên tục kết hợp với nhau để tạo thành các mầm tinh thể, tần suất tìm thấy các mầm tinh thể nhỏ cao hơn so các mầm tinh thể lớn. Tần suất để tìm thấy các tinh thể có số nguyên tử nhiều hơn 10^2 là không đáng kể



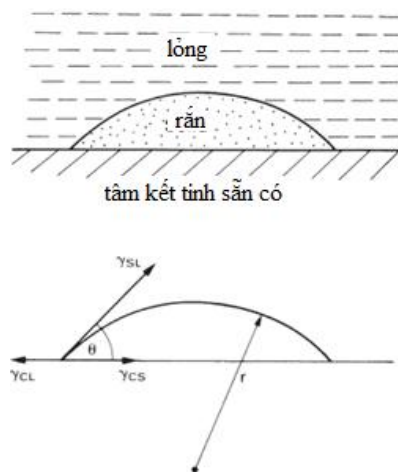
Hình 1.7. Mầm đồng thể tạo thành ở nhiệt độ T_{hom}

Nhìn vào hình vẽ 2.4 ta có thể ước lượng được nhiệt độ T_{hom} tại đó mầm tinh thể sẽ xuất hiện với bán kính tới hạn $r^* = 1 \text{ nm}$. Bằng cách thế $r^* = 1 \text{ nm}$ và các giá trị của γ_{SL} , T_m , ΔH vào phương trình 1 ta có thể tính toán được $T_m - T_{\text{hom}} = 100^\circ\text{K}$, bởi thế sự chậm đông lớn rất cần thiết cho quá trình tạo mầm xảy ra. Mầm tạo ra chỉ bao gồm những nguyên tử của chính nó gọi là mầm đồng thể, tuy nhiên mầm đồng thể không phải là cách mà các loại vật liệu thường sử dụng để bắt đầu quá trình kết tinh của mình mà phần lớn quá trình kết tinh đều dựa trên mầm dị thể mà ta sẽ tìm hiểu sau đây.

Quá trình tạo mầm dị thể (mầm ngoại sinh)

Thông thường khi một hồ nước đóng băng hay trong quá trình kết tinh kim loại lỏng, sự kết tinh chỉ xảy ra khi nhiệt độ đạt đến một giá trị nhỏ hơn một chút ít so với T_m , như vậy trong trường hợp này các mầm tinh thể tạo thành như thế nào. Thực tế là trong kim loại ở trạng thái lỏng tồn tại những hạt bụi rắn, những hạt này chính là những nhân tố đầu tiên tạo nên mầm tinh thể. Đó chính là sự tạo mầm dị thể, chúng tùy thuộc vào từng loại vật liệu cụ thể. Các hạt rắn tạp chất đó đóng vai trò như một tác nhân xúc tác tạo mầm.

Sự tạo mầm tinh thể chủ yếu xuất hiện khi các nguyên tử có xu hướng bám dính vào bề mặt các hạt rắn đóng vai trò xúc tác đó, điều này được minh họa bởi góc tiếp xúc θ trình bày ở hình vẽ sau.



Hình 1.8 Mầm dị thể tạo thành trên bề mặt của tác nhân tạo mầm là các tạp chất rắn trong dung dịch lỏng

Góc θ càng nhỏ, thì sự gắn kết của các nguyên tử vào bề mặt các tác nhân xúc tác tạo mầm càng dễ dàng hơn.

Nếu biết góc tiếp xúc θ ta có thể tính toán được bán kính giới hạn r^* một cách dễ dàng. Coi hạt nhân như một chóp hình cầu có bán kính r và sử dụng các công thức toán học ta sẽ tính toán được diện tích bề mặt phân chia pha lỏng-rắn, diện tích bề mặt phân chia xúc tác-rắn và thể tích của hạt nhân. Với điều kiện $0^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$ ta có

$$\text{Diện tích lỏng-rắn} = 2\pi r^2(1 - \cos\theta)$$

$$\text{Diện tích xúc tác-rắn} = \pi r^2(1 - \cos^2\theta)$$

$$\text{Thể tích của hạt nhân} = \frac{2\pi r^3}{3} (1 - 1,5\cos\theta + 0,5 \cos^3\theta)$$

Sau đó ta có thể tính được tổng năng lượng tạo thành khi kết tinh

$$W_f = 2\pi r^2(1 - \cos\theta)\gamma_{sl} + \pi r^2(1 - \cos^2\theta)\gamma_{cs} - \pi r^2(1 - \cos^2\theta)\gamma_{cl} - \frac{2\pi r^3}{3} (1 - 1,5\cos\theta + 0,5 \cos^3\theta)$$

$$|\Delta H| \frac{(T_m - T)}{T_m}$$

Chú ý rằng trong phương trình trên có $\pi r^2(1 - \cos^2\theta)\gamma_{cs}$ là năng lượng cần thiết để tạo ra một bề mặt phân chia pha mới giữa tác nhân xúc tác và chất rắn. Thứ hai, là $-\pi r^2(1 - \cos^2\theta)\gamma_{cl}$ là năng lượng toả ra khi diện tích bề mặt phân chia pha xúc tác- lỏng nhỏ đi sau khi quá trình tạo mầm xuất hiện. Trong phương trình trên còn một số đại lượng chưa được xác định đó là năng lượng phân giới γ_{sl} , γ_{cs} và γ_{cl} , các năng lượng này đóng vai trò như một sức căng bề mặt và năng lượng bề mặt.

Khi áp dụng điều kiện $dW_f/dr = 0$ tại $r=r^*$ ta sẽ có giá trị của bán kính tới hạn r^* như sau:

$$r^* = \frac{2\gamma_{sl} \cdot T_m}{|\Delta H|(T_m - T)}$$

Khi so sánh hai bán kính giới hạn của mầm đồng thể và mầm dị thể thì ta thấy chúng tương đồng như nhau, tuy nhiên thể tích của hạt nhân là không tương đồng. Đối với mầm đồng thể có thể tích tới hạn là

$$V^*_{\text{đồng thể}} = \frac{4}{3} \pi (r^*_{\text{đồng thể}})^3$$

Trong khi đó thể tích tới hạn của mầm dị thể là

$$V^*_{\text{dị thể}} = (2/3)\pi(r^*_{\text{dị thể}})^3(1 - 1,5\cos\theta + 0,5\cos^3\theta)$$

Dao động thăng giáng cực đại của 10^2 nguyên tử ở tạo mầm đồng thể và tạo mầm dị thể là giống nhau. Cân bằng hai vế phải của phương trình 1 và 2 ta rút ra được

$$r^*_{\text{dị thể}} = r^*_{\text{đồng thể}} / (0,5\{1 - 1,5\cos\theta + 0,5\cos^3\theta\})^{1/3}$$

Nếu các hạt nhân bám dính vào tác nhân xúc tác tốt, góc $\theta < 10^\circ$ lúc đó từ các phương trình trên ta có thể tính toán được $r^*_{\text{het}} = 18,1r^*_{\text{hom}}$. Nói một cách rõ hơn, nếu ta

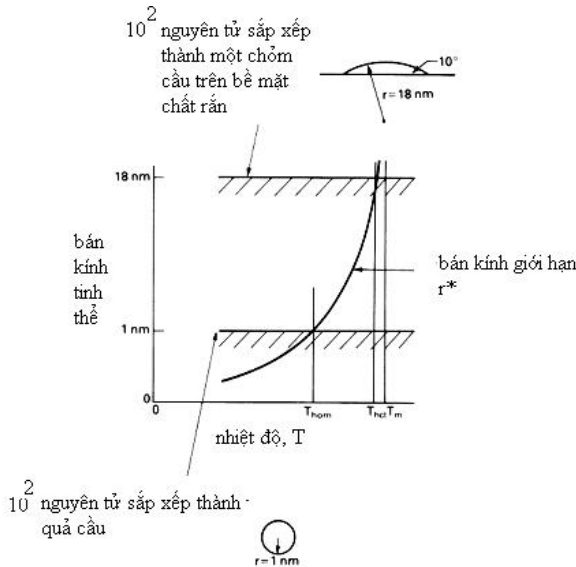
sắp xếp 10^2 nguyên tử vào một chỏm cầu trên bề mặt tác nhân xúc tác chúng ta sẽ được tinh thể có bán kính lớn hơn khi sắp xếp các nguyên tử trên một quả cầu.

Đối với hiện tượng chậm đông, ta có thể tính toán dễ dàng khi giả thiết góc tiếp xúc trong quá trình tạo mầm dị thể là 10° . Ta có:

$$\frac{2\gamma_{sl} \cdot T_m}{|\Delta H|(T_m - T_{dt})} = 18,1 \cdot \frac{2\gamma_{sl} \cdot T_m}{|\Delta H|(T_m - T_{đôt})}$$

Từ đó ta tính được

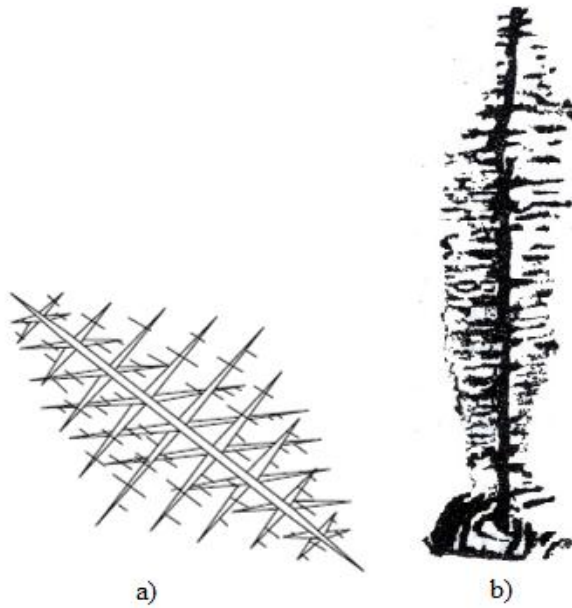
$$T_m - T_{đị\ thể} = (T_m - T_{đông\ thể})/18,1 = 10^2\text{K}/18,1 = 5^\circ\text{K}$$



Hình 1.9. Mầm dị thể tạo thành ở nhiệt độ cao khi dao động ngẫu nhiên của 10^2 nguyên tử tạo thành một tinh thể có bán kính lớn hơn nếu chúng sắp xếp trên một chỏm cầu

3.3.1.2. Quá trình phát triển mầm

Các nhà khoa học đã tính toán được rằng khi đạt đến kích thước tới hạn r_{th} , sự phát triển lên về kích thước của mầm là quá trình tự nhiên vì làm giảm năng lượng tự do. Trong các điều kiện thông thường (làm nguội tương đối nhanh), đầu tiên sự phát triển mầm mang tính dị hướng tức lớn lên rất nhanh theo một phương tạo nên nhánh cây. Điều này có nghĩa lúc đầu mầm phát triển nhanh theo trục bậc I, rồi từ trục chính này tạo nên trục bậc II vuông góc với trục bậc I. Tiếp tục từ trục bậc II lại tạo nên trục bậc III vuông góc với trục bậc II, cứ như thế nhánh cây được tạo thành



Hình 1.10. sự kết tinh hình nhánh cây (a) và ảnh chụp tinh thể nhánh cây

3.3.2. Sự hình thành hạt

Hạt là yếu tố quan trọng của tổ chức tinh thể. Sự hình thành hạt xảy ra như sau

- Tiến trình tạo thành hạt: Có thể hình dung sự kết tinh là sự tiếp nối liên tục của hai quá trình trên: trong khi các mầm sinh ra trước phát triển lên thì trong kim loại lỏng vẫn tiếp tục sinh ra các mầm mới, quá trình cứ xảy ra như vậy cho đến khi các mầm đi đến gặp nhau và kim loại lỏng hết, cuối cùng được tổ chức đa tinh thể gồm các hạt.

Giả sử trong kim loại lỏng cứ mỗi giây lại tạo ra một mầm, ở các giây tiếp theo khi mầm này đã lớn lên lại xuất hiện các mầm mới, quá trình cứ diễn biến như vậy cho đến khi kết thúc ở giây thứ n. Như vậy có thể thấy rằng:

- Từ mỗi mầm tạo nên một hạt
- Các hạt xuất phát từ mầm sinh ra trước có nhiều thời gian và kim loại lỏng bao quanh, có điều kiện phát triển nên hạt sẽ to hơn, ngược lại các hạt từ mầm sinh sau sẽ nhỏ hơn, do vậy các hạt có kích thước không đồng nhất

- Chính vì mầm định hướng trong không gian một cách ngẫu nhiên nên phương mạng của các hạt cạnh nhau không đồng hướng, lệch nhau một cách đáng kể cho nên gây ra xô lệch mạng.

- Hình dạng hạt: Rất khác nhau do tương quan về tốc độ phát triển mầm, sau đây là một số dạng thường gặp

- Khi tốc độ phát triển đều theo mọi phương, hạt nhận được có dạng đa cạnh hay cầu. Thông thường kim loại có dạng đa cạnh do các mầm cùng loại đi đến gặp nhau

- Khi tốc độ phát triển mạnh theo hai hướng (tức là theo một mặt) nào đó hạt sẽ có dạng tấm, lá, phiến như grafit trong gam xám

- Khi tốc độ phát triển mạnh theo một phương nào đó, hạt sẽ có dạng đĩa, cột hay hình trụ

- Dạng tinh thể hình kim tồn tại trong một số trường hợp khi nhiệt luyện

Câu hỏi ôn tập

1. Trình bày các kiểu mạng tinh thể thường gặp trong kim loại
2. Hãy cho biết thế nào là đơn tinh thể và đa tinh thể
3. Trình bày các điều kiện và quá trình kết tinh hình thành cấu trúc kim loại

CHƯƠNG 2: HỢP KIM VÀ BIẾN ĐỔI TỔ CHỨC

Mã chương: MH08-02

Giới thiệu:

Chương này giới thiệu cho học sinh biết được các khái niệm cơ bản của giản đồ pha, có thể mô tả được những chuyển biến trên giản đồ pha Fe – C.

Mục tiêu:

- Trình bày được khái niệm của giản đồ pha, các điểm và đường giới hạn xảy ra chuyển biến giữa các pha.

- Mô tả được những chuyển biến trên giản đồ pha Fe -C.

- Rèn luyện tính kỷ luật, kiên trì, cẩn thận, nghiêm túc, chủ động và tích cực sáng tạo

Nội dung chính:

1. Cấu trúc tinh thể của hợp kim

1.1. Khái niệm về hợp kim

1.1.1. Định nghĩa

Hợp kim là vật thể của nhiều nguyên tố và mang tính kim loại (dẫn nhiệt, dẫn điện cao, dẻo, dễ biến dạng, có ánh kim). Hợp kim được tạo thành trên cơ sở kim loại: giữa hai kim loại với nhau mà cũng có thể là một kim loại và một phi kim, song nguyên tố chính vẫn là kim loại, đó là hợp kim đơn giản hay giữa nguyên tố chính là kim loại với nhiều nguyên tố khác đó là hợp kim phức tạp.

1.1.2. Ưu việt của hợp kim

Trong kỹ thuật và đặc biệt là trong công nghiệp cơ khí chế tạo các vật liệu được sử dụng thường là hợp kim vì so với các kim loại nguyên chất thì nó có nhiều ưu điểm hơn về tính chất, gia công và kinh tế. Sau đây là một vài ưu điểm của hợp kim:

+ Các vật liệu trong cơ khí chế tạo phải có độ bền cao để chịu được tải khi làm việc nhưng không được giòn để bị phá hủy. Trong khi các kim loại nguyên chất thường rất dẻo và độ bền kém xa hợp kim thì hợp kim lại cho phép trong những trường hợp nhất định vừa có thể chịu tải vừa có tính dẻo để không bị phá hủy dòn vì thế khi sử dụng hợp kim tuổi thọ của các chi tiết máy tăng lên rất nhiều

+ Tính công nghệ đa dạng và thích hợp. Để tạo thành các bán thành phẩm và thành phẩm vật liệu phải có khả năng gia công và tính chất này được gọi là tính công nghệ. Hợp kim với nhiều chủng loại phong phú có thể có các tính công nghệ đa dạng phù hợp với điều kiện công nghệ gia công. Hầu như mọi hợp kim đều có thể được chế tạo bằng một trong hai phương pháp: biến dạng dẻo và đúc. Nói chung hợp kim có tính gia công cắt nhất định để bảo đảm sản phẩm có kích thước, hình dạng chính xác và bề mặt nhẵn, là những yếu tố rất quan trọng khi lắp ghép trong máy móc, thiết bị.

+ Trong nhiều trường hợp luyện hợp kim đơn giản và rẻ hơn so với luyện kim loại nguyên chất, do không phải chi phí để khử nhiều nguyên tố lẫn vào.

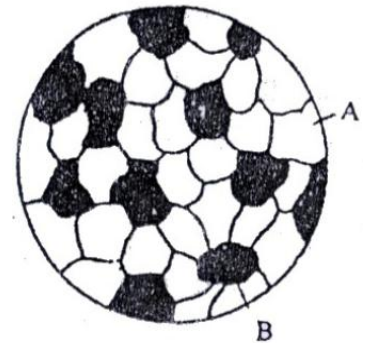
1.2. Dung dịch rắn

Trong dung dịch rắn các nguyên tử phân bố vào nhau trong mạng tinh thể. Cấu tử nào có số lượng nhiều hơn, vẫn giữ được kiểu mạng của mình gọi là dung môi, cấu tử

còn lại là chất hoà tan. Dung dịch rắn là pha đồng nhất, có cấu trúc mạng tinh thể của cấu tử dung môi nhưng thành phần của nó có thể thay đổi trong một phạm vi nhất định mà không làm thay đổi sự đồng nhất đó. Dung dịch rắn được chia làm hai loại: Dung dịch rắn thay thế và dung dịch rắn xen kẽ.

1.3. Pha trung gian

Trong nhiều trường hợp, hợp kim có tổ chức gồm hai hay nhiều pha: hai dung dịch rắn, dung dịch rắn và pha trung gian....Cấu tạo như vậy gọi là hỗn hợp cơ học. Trên tổ chức tế vi ta phân biệt được rất rõ các pha khác nhau trong hỗn hợp cơ học. Hai trường hợp điển hình của hỗn hợp cơ học là cùng tinh và cùng tích



Hình 2.1 hỗn hợp cơ học của A và B

2. Giảm độ pha của hệ hai cấu tử

Khi thay đổi thành phần và nhiệt độ thì cấu tạo của hệ hợp kim cũng thay đổi theo. Để xác định sự thay đổi này ta dùng giản đồ pha. Như vậy ta có định nghĩa về giản đồ pha: Giản đồ pha là giản đồ biểu thị sự thay đổi tổ chức pha theo nhiệt độ và thành phần của hệ ở trạng thái cân bằng.

Cần chú ý là sự biến đổi này chỉ hoàn toàn đúng và phù hợp với hợp kim ở trạng thái cân bằng, trong trường hợp làm nguội thông thường nó sẽ có một số sai khác. Tuy vậy giản đồ pha vẫn là cơ sở để xác định cấu trúc của hợp kim,

2.1. Quy tắc pha và công dụng

Trạng thái cân bằng hoá học được xác định bởi một số yếu tố bên trong (thành phần hoá học) và bên ngoài (nhiệt độ, áp suất), tuy nhiên trong đó các yếu tố phụ thuộc lẫn nhau.

Bậc tự do là số lượng các yếu tố độc lập có thể thay đổi được trong giới hạn xác định mà không làm thay đổi trạng thái của hệ, tức là không làm thay đổi số pha đã có. Quan hệ giữa số pha P, số cấu tử C và số bậc tự do F được xác định bằng định luật hay qui tắc pha của Gibbs. Do việc nghiên cứu và sử dụng vật liệu thường diễn ra trong khí quyển nên ảnh hưởng của áp suất không được tính đến nên số yếu tố bên ngoài chỉ còn lại một (nhiệt độ) và qui tắc pha có dạng như sau: $F=C-P+1$

Nếu $F=0$ hệ là vô biến, không có yếu tố nào có thể thay đổi được, lúc đó $P=C+1$ (số pha nhiều hơn số cấu tử là 1). Ví dụ kim loại nguyên chất $C=1$ khi nóng chảy hay kết tinh tồn tại hai pha ($P=2$, lỏng ,rắn), số bậc tự do bằng không, điều này chứng tỏ kim loại nguyên chất kết tinh hay nóng chảy luôn xảy ra ở nhiệt độ không đổi.

Nếu $F=1$ hệ là đơn biến, chỉ có một yếu tố (hoặc là nhiệt độ hoặc là thành phần) có thể thay đổi được, lúc đó $P=C$ (số pha bằng số cấu tử). Ví dụ, hợp kim Cu-Ni ở nhiệt độ thường có tổ chức là dung dịch rắn, khi nung nóng sẽ thành dung dịch lỏng, vậy trong quá trình nóng chảy số pha của hợp kim là hai (dung dịch rắn, lỏng), số bậc tự do bằng một ($F= 2-2 +1$), điều này chứng tỏ quá trình trên xảy ra trong một khoảng nhiệt độ (tức là nhiệt độ biến đổi) hoặc là tại một nhiệt độ nào đó trong quá trình nóng chảy ta có thể

thay đổi chút ít thành phần thêm bớt Cu, Ni mà vẫn giữ cho hợp kim ở trạng thái hai pha này.

Nếu $F=2$ hệ là nhị biến, cùng một lúc có thể thay đổi cả hai yếu tố nhiệt độ và thành phần, lúc đó $P=C-1$ (số pha ít hơn số cấu tử là 1). Ví dụ phần lớn các hệ hai cấu tử ở trạng thái lỏng đều hoà tan vô hạn vào nhau nên lúc đó chỉ có một pha là dung dịch lỏng và số bậc tự do bằng hai, điều này chứng tỏ ở trạng thái lỏng của hệ ta có thể thay đổi đồng thời nhiệt độ và thành phần khá dễ dàng mà vẫn chỉ tồn tại một pha.

2.2. Các giản đồ pha và công dụng

Giản đồ pha (còn gọi là giản đồ trạng thái hay giản đồ cân bằng) của một hệ là công cụ để biểu thị mối quan hệ giữa nhiệt độ, thành phần và số lượng (tỷ lệ) các pha (hoặc tổ chức) của hệ đó ở trạng thái cân bằng. Các hệ có giản đồ pha khác nhau và chúng được xây dựng chỉ bằng thực nghiệm. Trong thực tế không có hai giản đồ pha nào giống nhau hoàn toàn vì tương tác giữa các cấu tử xảy ra rất phức tạp từ kiểu pha, các phản ứng cho đến nhiệt độ tạo thành. Hiện nay người ta đã xây dựng được hầu hết các hệ hai cấu tử giữa các kim loại, kim loại á kim và các hệ ba cấu tử thường gặp rất thuận tiện cho việc tra cứu.

Hệ một cấu tử không có sự biến đổi thành phần nên giản đồ pha của nó chỉ có một trục, trên đó đánh dấu nhiệt độ chảy (kết tinh) và các nhiệt độ chuyển biến thù hình

Giản đồ hệ hai cấu tử có hai trục: trục tung biểu thị nhiệt độ, trục hoành biểu thị thành phần (thường theo % khối lượng) với những đường phân chia các khu vực theo các nguyên tắc sau:

- Xen giữa hai khu vực một pha là khu vực hai pha tương ứng
- Mỗi điểm trên trục hoành biểu thị một thành phần xác định của hệ. Theo chiều từ trái sang phải tỷ lệ cấu tử B tăng lên, còn từ phải sang trái tỷ lệ cấu tử A tăng lên, hai đầu mút tương ứng với hai cấu tử A và B nguyên chất.

Do được biểu thị trên mặt phẳng một cách chính xác nên từ giản đồ pha hệ hai cấu tử dễ dàng xác định được các thông số sau đây cho một thành phần xác định ở nhiệt độ nào đó.

+ Các pha tồn tại. Căn cứ vào điểm nhiệt độ-thành phần đã cho (tạm gọi là toạ độ) nằm trong vùng nào của giản đồ pha sẽ có tổ chức pha tương ứng với vùng đó: nằm ở vùng một pha hợp kim có tổ chức một pha, nằm ở vùng hai pha hợp kim có tổ chức hai pha.

+ Thành phần pha: Nếu toạ độ nằm trong vùng một pha thì thành phần của pha cấu tạo nên hợp kim bằng chính thành phần của hợp kim đã chọn. Khi toạ độ nằm trong vùng hai pha việc xác định có phức tạp hơn, bằng cách kẻ đường nằm ngang qua toạ độ này, hai giao điểm của nó với hai đường biên giới với hai vùng một pha gần nhất sẽ chỉ rõ thành phần của từng pha tương ứng.

+ Tỷ lệ giữa các pha được xác định bằng qui tắc đòn bẩy theo nguyên tắc sau: ba điểm trên tạo nên hai đoạn thẳng mà độ dài của mỗi đoạn biểu thị tương đối của pha đối diện trong hợp kim một cách đơn giản

+ Nhiệt độ chảy kết tinh: Thường hợp kim nóng chảy (kết tinh) trong một khoảng nhiệt độ (bắt đầu và kết thúc) tương ứng với hai đường chạy ngang suốt giản đồ, đường

chạy ngang trên được gọi là đường lỏng (ở cao hơn đường này hợp kim hoàn toàn ở trạng thái lỏng), đường ngang sát ở dưới được gọi là đường rắn (ở thấp hơn đường này hợp kim hoàn toàn ở trạng thái rắn)

+ Các chuyển biến pha. Sự xuất hiện hoặc biến mất của các pha (khi nung và khi nguội chậm) cũng như nhiệt độ xảy ra, tương ứng với các đường ở dưới đường đặc.

+ Dự đoán các tổ chức tạo thành ở trạng thái không cân bằng.

Vì vậy giản đồ pha là căn cứ không thể thiếu khi nghiên cứu các hệ hợp kim. Giản đồ pha hai cấu tử của các hệ thực tế có loại rất phức tạp, song dù phức tạp đến bao nhiêu cũng có thể coi như nhiều giản đồ cơ bản gộp lại.

2.3. Giản đồ loại 1

Là giản đồ pha của hệ hai cấu tử không có bất kỳ tương tác nào, chúng tạo nên hỗn hợp riêng rẽ của hai cấu tử, có dạng tổng quát trình bày ở hình và hệ điển hình kiểu này đó là hệ chì-antimôn (Pb-Sb), giản đồ chỉ gồm một cặp đường lỏng-rắn, trong đó đường trên AEB là đường lỏng, đường nằm dưới CED là đường rắn, A là nhiệt độ chảy (kết tinh) của cấu tử A (với Pb là 327°C), B là nhiệt độ chảy (kết tinh) của cấu tử B (Sb-631°C). Hợp kim sẽ nóng chảy hay kết tinh trong khoảng giữa hai đường này với sự tồn tại của hai hay ba pha (pha lỏng với một hoặc cả hai pha rắn A, B)

Để có thể hiểu rõ hơn ta xét sự kết tinh của một hợp kim cụ thể gồm 60% B (Sb) và 40% A (Pb). Đường thẳng đứng biểu thị hợp kim này cắt các đường lỏng, rắn tương ứng ở 1 (500°C) và 2 (245°C), đó là hai mốc nhiệt độ đáng chú ý:

+ Ở cao hơn 1 (500°C) hợp kim ở trạng thái lỏng hoàn toàn L

+ Ở thấp hơn 2 (245°C) hợp kim ở trạng thái rắn A + B (Pb + Sb)

+ Ở trong khoảng 1 đến 2 (500-245°C) hợp kim ở trạng thái lỏng + rắn

Tóm lại, tại 1 ứng với nhiệt độ 500°C là nhiệt độ bắt đầu kết tinh hay kết thúc nóng chảy và 2 ứng với nhiệt độ 245°C là nhiệt độ bắt đầu nóng chảy hay kết thúc kết tinh.

Sự kết tinh của hợp kim từ trạng thái lỏng xảy ra như sau:

- Làm nguội đến 1 hợp kim lỏng bắt đầu kết tinh ra tinh thể B cũng ở nhiệt độ này ứng với 1'.

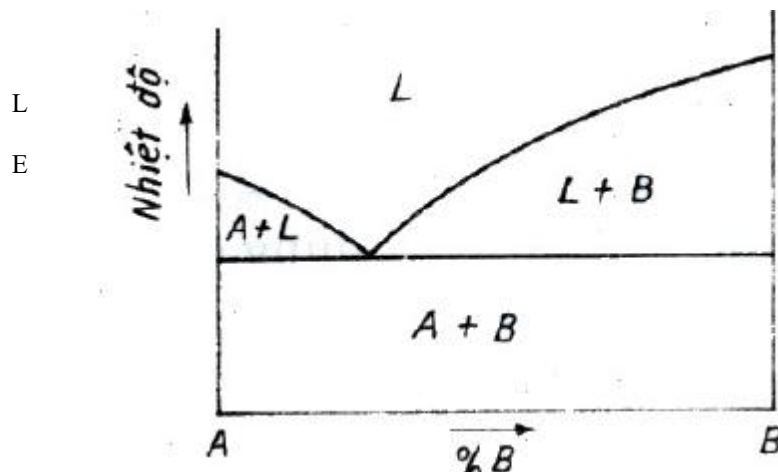
- Làm nguội tiếp tục, tinh thể B (Sb) tạo thành càng nhiều làm tỷ lệ B (Sb) trong hợp kim lỏng còn lại giảm đi nên điểm biểu diễn (toạ độ) dịch sang trái theo đường lỏng từ 1 đến E.

- Khi làm nguội đến đường rắn CED (245°C) hợp kim lỏng (còn lại) nghèo B (Sb) đi nữa và có toạ độ ở điểm E (13% Sb), còn pha rắn B (Sb) ứng với điểm D.

- Tại nhiệt độ của đường rắn CED (245°C), L_E kết tinh ra cả hai cấu tử A+B (Pb+Sb) cùng một lúc, hỗn hợp của hai pha rắn được tạo thành cùng một lúc (đồng thời) từ pha lỏng như vậy được gọi là cùng tinh (eutectic)

$L_E \rightarrow (A+B)$

Sự kết tinh kết thúc ở đây và khi làm nguội đến nhiệt độ thường không có chuyển biến gì khác. Cuối cùng hợp kim này có tổ chức B+(A+B) hay Sb+(Pb+Sb), trong đó B (Sb) được tạo thành từ trước ở nhiệt độ cao hơn nên có kích thước hạt lớn (độ quá nguội nhỏ) còn cùng tinh (A+B) hay (Pb+Sb) được tạo thành sau ở nhiệt độ thấp hơn nên có cấu tạo (kích thước hạt) các pha nhỏ mịn hơn (do độ quá nguội lớn)

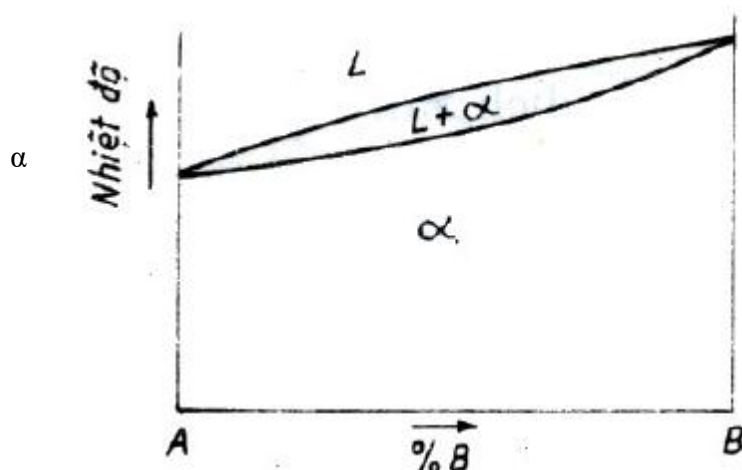


Hình 2.2. Dạng tổng quát của giản đồ pha loại I và giản đồ pha Pb-Sb

2.4. Giản đồ loại 2

Là giản đồ pha của hệ hai cấu tử với tương tác hoà tan vô hạn vào nhau, có dạng tổng quát trình bày ở hình sau, các hệ điển hình có kiểu này là hệ đồng-niken (Cu-Ni) ở hình 3.10b và hệ Al_2O_3 - Cr_2O_3 ở hình 3.10c có dạng của đường cong khép kín, trong đó đường phía trên là đường lỏng, đường phía dưới là đường rắn, dưới vùng rắn là vùng tồn tại của dung dịch rắn α có thành phần thay đổi liên tục.

Các hợp kim của hệ này có qui luật kết tinh rất giống nhau: Đầu tiên hợp kim lỏng kết tinh ra dung dịch rắn giàu hơn, vì thế pha lỏng còn lại bị nghèo đi, song khi làm nguội chậm tiếp tục dung dịch rắn tạo thành biến đổi thành phần theo hướng nghèo đi và cuối cùng đạt đúng như thành phần của hợp kim.



Hình 2.3. Dạng tổng quát của giản đồ pha loại II và của hệ Cu-Ni

2.5. Giản đồ loại 3

Là giản đồ pha của hai cấu tử với tương tác hoà tan có hạn vào nhau, có dạng tổng quát được trình bày ở hình 3.12a và điển hình có kiểu này là hệ chì-thiếc (Pb-Sn) ở hình 3.12b. Giản đồ này có dạng khá giống với giản đồ loại I với sự khác nhau ở đây là các dung dịch rắn có hạn α và β thay thế cho các cấu tử A và B. Các dung dịch rắn có hạn trên cơ sở (nền) của các cấu tử nguyên chất nằm về hai phía đầu mút của giản đồ. Ở đây AEB là đường lỏng, ACEDB là đường rắn.

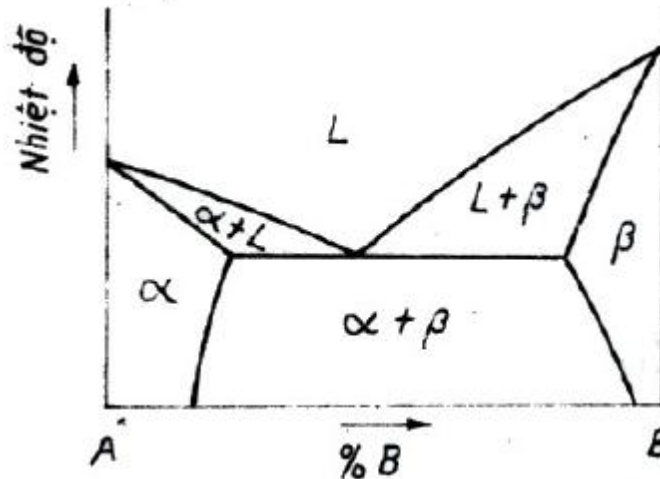
Sau đây là vài kiểu nhận xét với giản đồ này

+ Cũng giống như giản đồ loại I nhiệt độ chảy của cấu tử bất kỳ thoát tiên đều giảm đi nếu được thêm cấu tử thứ hai.

+ Điểm E cũng được gọi là điểm cùng tinh (eutectic) và tại đó xảy ra phản ứng cùng tinh

+ Cũng có hợp kim cùng tinh (có thành phần đúng điểm E hay lân cận), trước cùng tinh (trái E) và sau cùng tinh (phải E)

+ Các dung dịch rắn ở đây đều là có hạn với các đường CF và DG chỉ rõ giới hạn hòa tan. Nói chung độ hòa tan đạt được giá trị lớn nhất ở nhiệt độ cùng tinh và giảm mạnh khi hạ thấp nhiệt độ, nên CF và DG có dạng xoắn chân về hai phía.



Hình 2.4. Dạng tổng quát của giản đồ loại III và giản đồ pha hệ Pb-Sn

3. Giản đồ pha sắt-carbon và các tổ chức

3.1 Tương tác giữa Fe-C

Trên biểu đồ trình bày cấu tạo pha và cấu tạo của hợp kim với thành phần từ sắt nguyên chất đến xementit ($C=6,67\%$). Trên trục hoành trình bày hàm lượng C, % theo khối lượng, và tỉ lệ xementit tương đương (0 – 100%), còn trục tung là nhiệt độ.

Điểm A và D trên biểu đồ biểu thị nhiệt độ nóng chảy của sắt nguyên chất ($1539^{\circ}C$) và xementit ($1500^{\circ}C$), đường ABCD đường lỏng, ANJECF-đường đặc. Hợp kim lỏng L là dung dịch lỏng của C trong sắt tồn tại trên đường ABCD.

Khi nguội, hợp kim lỏng bắt đầu kết tinh và sau đó rắn chắc-đó là quá trình thay đổi cấu trúc pha, tức các dạng thù hình của sắt, thay đổi độ hoà tan của cacbon vào austenit và ferit.

Theo lượng cacbon trong hợp kim sắt-carbon chia ra thép có hàm lượng cacbon $C=0-2,14\%$ và gang có hàm lượng cacbon lớn hơn $2,14\%$.

Điểm E ($C=2,14\%$) là điểm giới hạn để phân biệt thép và gang

Theo lượng cacbon chia ra làm ba loại thép

- Thép trước cùng tinh có thành phần cacbon nhỏ hơn $0,8\%$ với tổ chức peclit (P) và ferit(F), hợp kim rất ít cacbon (C đến $0,02\%$ ứng với điểm P trên biểu đồ)-gọi là sắt kĩ thuật. Sự kết tinh của thép trước cùng tinh theo đường ABC và ANJE.

- Thép cùng tinh có thành phần cacbon $0,8\%$ tổ chức peclit trên đường PSK.

$T^{\circ}= 727^{\circ}C$.

- Thép sau cùng tinh có thành phần cacbon lớn hơn 0,8% và đến 2,14%. Khi nhiệt độ lớn hơn đường SE trong thép chỉ có auxtenit (γ). Khi nhiệt độ nhỏ hơn đường SE (nhỏ hơn 727°C) thép sau cùng tinh có tổ chức peclit và xementit thứ hai

Gang theo thành phần cacbon cũng chia làm ba loại:

- Gang trắng trước cùng tinh có C nhỏ hơn 4,3% (phân bố giữa đường BC và ED), tạo ra từ hai pha: lỏng và auxtenit. Ở nhiệt độ cùng tinh 1147°C hợp kim lỏng kết tinh tạo ra lêđêburit (Le). Gang trước cùng tinh ở giữa đường EC, PSK (727°C) có các tổ chức auxtenit, xementit thứ 2 và lêđêburit ($\gamma + Xe$). Dưới 727°C auxtenit chuyển thành peclit.

- Gang cùng tinh có thành phần C=4,3% (điểm C) chỉ có một tổ chức là lêđêburit ($\gamma + Xe$)

- Gang sau cùng tinh có thành phần cacbon lớn hơn 4,3% với tổ chức lêđêburit và xementit thứ nhất.

3.2. Giải đồ pha Fe- C (Fe- Fe₃C) và các tổ chức

Giải đồ pha Fe-C được trình bày ở trên hình sau với các ký hiệu các toạ độ (nhiệt độ-thành phần cacbon, %) đã được quốc tế hoá như sau:

A (1539-0);	B (1499-0,5);	C (1147-4,3)	D (1250-6,67)
E (1147-2,14)	F (1147-6,67)	G (911-0)	H (1499-0,1)
J (1499-0,16)	K (727-6,67)	L (0-6,67)	N (1392-0)
P (727-0,02)	Q (0-0,006)	S (727-0,8)	

Các đường có ý nghĩa thực tế quan trọng là:

+ Đường ABCD là đường lỏng để xác định nhiệt độ chảy lỏng hoàn toàn hay bắt đầu kết tinh

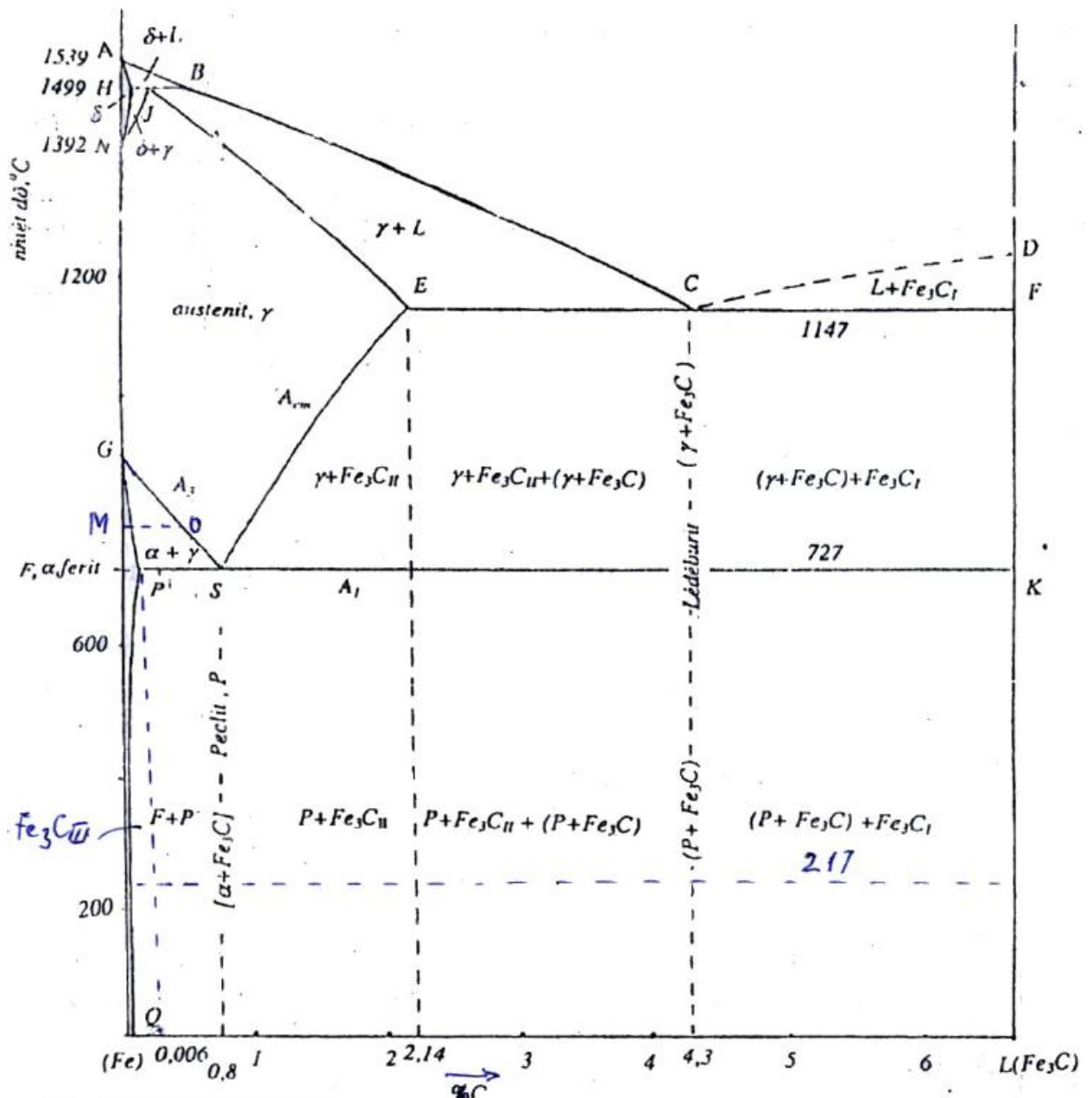
+ AHJECF là đường rắn để xác định nhiệt độ bắt đầu chảy hay kết thúc kết tinh

+ ECF (1147°C) là đường cùng tinh, xảy ra phản ứng cùng tinh

+ PSK (727°C) là đường cùng tích, xảy ra phản ứng cùng tích

+ ES giới hạn hoà tan cacbon trong Fe _{γ}

+ PQ giới hạn hoà tan cacbon trong Fe _{α}



Hình 2.5 giản đồ pha Fe-C

3.3. Phân loại

3.3.1. Các tổ chức một pha

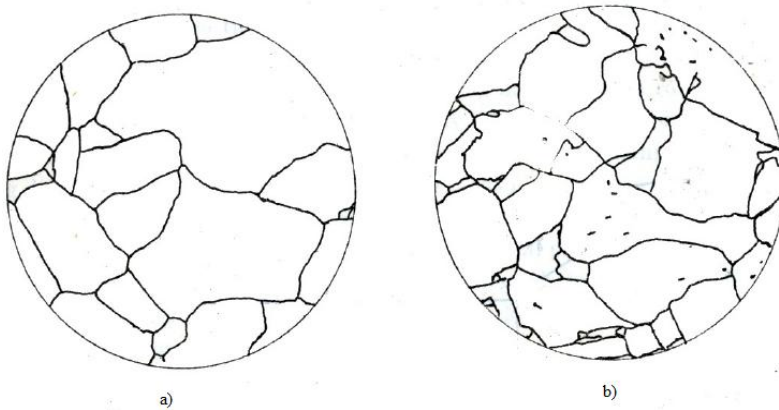
Ở trạng thái rắn có thể gặp bốn pha sau

Ferit: ký hiệu là Fe_α là dung dịch rắn xen kẽ của cacbon trong Fe_α với mạng lập phương tâm khối ($a=0,286-0,291nm$) song do lượng hoà tan quá nhỏ (lớn nhất là $0,02\%C$ ở $727^\circ C$) nên có thể coi nó là Fe_α . Ferit có tính sắt từ nhưng chỉ đến $768^\circ C$. Trên giản đồ nó tồn tại trong vùng GPQ (tiếp giáp Fe_α trên trục sắt). Do chứa cacbon không đáng kể nên cơ tính của pherit chính là của sắt nguyên chất: dẻo, dai mềm và kém bền. Pherit là một trong hai pha tồn tại ở nhiệt độ thường và khi sử dụng ($< 727^\circ C$), song với tỷ lệ cao nhất (trên dưới 90%), nên nó đóng góp một tỷ lệ quan trọng trong cơ tính của hợp kim Fe-C. Tổ chức tế vi của pherit trình bày ở hình sau có dạng hạt sáng, đa cạnh.

Austenit: Ký hiệu là γ , là dung dịch rắn xen kẽ của cacbon trong Fe_γ với mạng lập phương tâm mặt ($a= 0,364nm$) với lượng hoà tan đáng kể cacbon (cao nhất tới $2,14\%$),

khác với ferit, austenit không có tính sắt từ mà có tính thuận từ, nó chỉ tồn tại ở nhiệt độ cao hơn 727°C trong vùng NJESG nên không có quan hệ trực tiếp đến khả năng sử dụng của hợp kim nhưng lại có vai trò quyết định trong biến dạng nóng và nhiệt luyện.

Với tính dẻo cao và rất mềm ở nhiệt độ cao nên biến dạng nóng (dạng chủ yếu để tạo phôi và bán thành phẩm) thép bao giờ cũng được thực hiện ở trạng thái austenit đồng nhất (thường trên dưới 1000°C). Vì thế có thể tiến hành biến dạng nóng mọi hợp kim Fe-C với $C < 2,14\%$ dù ở nhiệt độ thường thể hiện độ cứng và tính giòn khá cao. Tổ chức tế vi của austenit trình bày ở hình 3.19b có các hạt sáng, có thể với màu đậm nhạt khác nhau đôi chút (do định hướng khi tẩm thực) và các đường song tinh song song cắt ngang hạt (thể hiện tính dẻo cao).



Hình 2.6 tổ chức ferit (a) và austenit (b)

Xementit: Ký hiệu bằng Xe là pha xen kẽ với kiểu mạng phức tạp có công thức Fe_3C và thành phần 6,67%, ứng với đường thẳng đứng DFKL trên giản đồ. Đặc tính của xementit là cứng và giòn, cùng với ferit nó tạo nên các tổ chức khác nhau của hợp kim Fe-C. Xementit có tính sắt từ yếu nhưng chỉ đến 210°C . Người ta phân biệt bốn loại xementit:

+ Xementit thứ nhất được tạo thành do giảm nồng độ cacbon trong hợp kim lỏng theo đường DC khi hạ nhiệt độ, chỉ có ở hợp kim có $> 4,3\%$. Do tạo thành ở nhiệt độ cao nên xementit thứ nhất có dạng thẳng, thô to đôi khi có thể thấy được bằng mắt thường.

+ Xementit thứ hai được tạo thành do giảm nồng độ cacbon trong austenit theo đường ES khi hạ nhiệt độ, thường thấy rất rõ ở hợp kim có $> 0,8\% \text{C}$ đến $2,14\% \text{C}$. Do tạo thành ở nhiệt độ tương đối cao $> 727^{\circ}\text{C}$ tạo điều kiện cho sự tập trung ở biên giới hạt, nên khi xementit thứ hai với lượng đủ lớn sẽ tạo thành lưới liên tục bao quanh các hạt austenit như biểu thị ở hình 3.23 tức tạo ra khung giòn, làm giảm mạnh tính dẻo và dai của hợp kim.

+ Xementit thứ ba; Được tạo thành do giảm nồng độ cacbon trong ferit theo đường PQ khi hạ nhiệt độ, với số lượng tỷ lệ rất nhỏ nên thường được bỏ qua

3.3.2. Các tổ chức hai pha

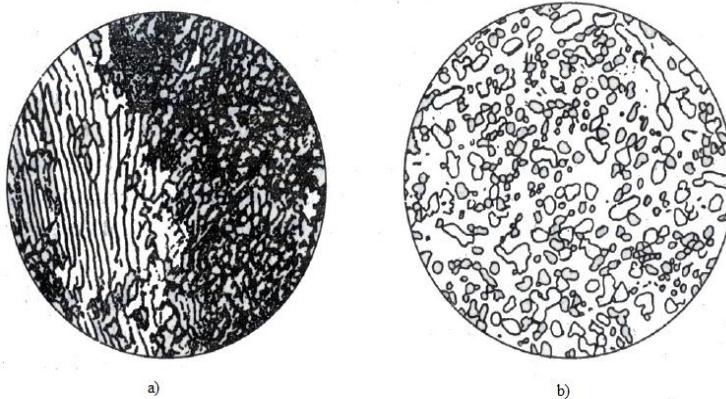
+ **Peclit:** Ký hiệu là P

Peclit là hỗn hợp cơ học cùng tích của pherit và xementit được tạo thành từ austenit với $0,8\% \text{C}$ và ở 727°C . Trong peclit có 88% pherit và 12% xementit phân bố đều trong nhau, nhờ kết hợp giữa một lượng lớn pha dẻo với lượng nhất định pha cứng, peclit là tổ chức khá bền, cứng nhưng cũng đủ dẻo dai, đáp ứng yêu cầu của vật liệu kết cấu và công

cụ. Peclit và các biến thể của nó (xoocbit, troxit, bainit) có mặt trong hầu hết các hợp kim Fe-C. Người ta phân biệt hai loại peclit tấm và peclit hạt.

Peclit tấm thường gặp hơn cả, có cấu trúc tấm (lớp hoặc phiến), tức là hai pha này đều ở dạng tấm nằm đan xen đều nhau, nên trên mặt cắt ngang để lại các vạch theo cùng một hướng hay đa hướng, trong đó các vạch tối mỏng (với lượng ít hơn) là xementit, vạch sáng dày (với lượng nhiều hơn, gọi là nền) là pherit nên tổng thể có dạng vân.

Peclit hạt ít gặp hơn, có cấu trúc hạt tức xementit ở dạng thu gọn nhất (bề mặt ít nhất)- hạt xementit phân bố đều trên nền pherit. Giữa hai loại này có sự khác biệt nhỏ về cơ tính: so với peclit hạt, peclit tấm có độ bền, độ cứng cao hơn, độ dẻo, độ dai thấp hơn đôi chút. Austenit đồng nhất dễ tạo peclit tấm, còn austenit kém đồng nhất dễ tạo thành peclit hạt. Peclit hạt ổn định hơn peclit tấm nên khi nung lâu ở nhiệt độ tương đối cao peclit tấm có xu hướng chuyển thành peclit hạt.



Hình 2.7 tổ chức tế vi của peclit tấm (a) và peclit hạt (b)

+Ledêburit: Ký hiệu là Le

Ledêburit là hỗn hợp cùng tinh của austenit và xementit tạo thành từ pha lỏng với 4,3%C ở 1147°C nhờ phản ứng, tuy nhiên khi làm nguội tiếp tục lại có phản ứng cùng tích để austenit chuyển biến thành peclit nên tổ chức tế vi cuối cùng quan sát được là hỗn hợp của peclit tấm (các hạt tối nhỏ) trên nền xementit sáng. Ledêburit cứng và giòn (vì có quá nhiều, tới 2/3 là xementit) và chỉ có trong hợp kim Fe-C ở dạng gang trắng, ít gặp.

3.3.3. Một số quy ước

Các điểm tới hạn: Các nhiệt độ ứng với chuyển biến pha ở trạng thái rắn trong hợp kim Fe-C gọi là các điểm tới hạn, chúng được ký hiệu bằng chữ A kèm theo các số thứ tự 0,1,2,3,4, và cm. Gồm có các điểm tới hạn sau đây:

+ A₀ (217°C) là nhiệt độ chuyển biến từ của xementit, thấp hơn nhiệt độ này xementit có từ tính, cao hơn nhiệt độ này xementit mất từ tính

+ A₁ (727°C) ứng với đường PSK là nhiệt độ chuyển biến của austenit – peclit có trong tất cả các loại thép.

+ A₂ (768°C) còn gọi là điểm curi, ứng với đường MO là điểm chuyển biến từ của ferit

+ A₃ ứng với đường GS (727-911°C) là đường bắt đầu tiết ra pherit từ austenit khi làm nguội và kết thúc hòa tan pherit vào austenit khi nung nóng, chỉ có trong thép trước cùng tích

+ A_{cm} ứng với đường ES (727-1147°C) là đường bắt đầu tiết ra xementit từ austenit khi làm nguội hay kết thúc hòa tan xementit vào austenit khi nung nóng, chỉ có trong thép sau cùng tích và gang.

Trong tất cả các điểm tới hạn trên thì A_1 , A_3 và A_{cm} là những điểm tới hạn được sử dụng nhiều nhất và chủ yếu khi nhiệt luyện thép. Tuy nhiên các giá trị đó chỉ đúng trong trạng thái cân bằng (nung nóng hay làm nguội vô cùng chậm, tốc độ nung nóng hay nguội rất nhỏ). Trong thực tế tốc độ nung nóng hay làm nguội thường có giá trị xác định nên không phù hợp. Tương tự như hiện tượng quá nguội (khi kết tinh) hay quá nung (khi nóng chảy) các điểm tới hạn sẽ thấp hơn hay cao hơn giá trị lý thuyết, sự sai khác này càng lớn khi tốc độ càng cao.

Câu hỏi ôn tập

1. Vẽ và trình bày các chuyển biến pha trong giản đồ trạng thái sắt cacbon.
2. Trình bày các điểm và đường giới hạn xảy ra chuyển biến giữa các pha.
3. Trình bày các tổ chức pha của Fe-C

CHƯƠNG 3: NHIỆT LUYỆN

Mã chương: MH08-03

Giới thiệu:

Chương này giúp học sinh hiểu biết thêm được bản chất của quá trình nhiệt luyện và các phương pháp ủ, thường hóa, tôi, ram...

Mục tiêu:

- + Giải thích được bản chất của quá trình nhiệt luyện, hoá nhiệt luyện và các phương pháp: ủ, thường hoá, tôi, ram, thấm cacbon, nitơ, xia nua.
- + Nhiệt luyện được một số dụng cụ của nghề như dao tiện thép gió, đục...
- + Rèn luyện tính kỷ luật, kiên trì, cẩn thận, nghiêm túc, chủ động và tích cực

Nội dung chính:

1. Khái niệm nhiệt luyện thép

1.1 Sơ lược về nhiệt luyện

Nhiệt luyện là tập hợp các thao tác gồm có nung nóng kim loại hay hợp kim đến một nhiệt độ xác định, giữ tại đó trong một khoảng thời gian thích hợp, rồi làm nguội với tốc độ nhất định để làm thay đổi tổ chức do đó nhận được cơ tính và các tính chất khác theo ý muốn

- + Không nung nóng đến chảy lỏng hay chảy lỏng bộ phận, trong quá trình nhiệt luyện kim loại vẫn ở trạng thái rắn
- + Trong quá trình nhiệt luyện, hình dáng và kích thước chi tiết không thay đổi (chính xác là có thay đổi nhưng không đáng kể)
- + Nhiệt luyện chỉ làm thay đổi tổ chức tế vi bên trong, do đó dẫn đến làm thay đổi cơ tính cho chi tiết.

1.2. Ý nghĩa của nhiệt luyện

Nhiệt luyện là khâu quan trọng và không thể thiếu được đối với chế tạo cơ khí vì nó có tác dụng chủ yếu sau.

1.2.1. Tăng độ cứng, chống mài mòn và độ bền của thép.

Mục tiêu của sản xuất cơ khí là sản xuất ra các cơ cấu và máy bền hơn, nhẹ hơn, khỏe hơn với các tính năng tốt hơn. Để đạt được điều đó không thể không sử dụng những thành quả của vật liệu kim loại và nhiệt luyện, sử dụng triệt để các tiềm năng của vật liệu về mặt cơ tính.

Bằng những phương pháp nhiệt luyện thích hợp như tôi+ram, tôi bề mặt, thấm cacbon, thấm cacbon-nitơ... độ bền và độ cứng của thép có thể tăng lên từ ba đến sáu lần, nhờ đó có thể dẫn tới rất nhiều điều có lợi như sau:

- + Tuổi bền của máy tăng lên do hệ số an toàn cao, không gãy vỡ. Trong nhiều trường hợp máy hỏng còn là do bị mòn quá mạnh, nâng cao độ cứng, tính chống mài mòn cũng có tác dụng này.
- + Máy hay kết cấu có thể nhẹ đi, điều này dẫn đến tiết kiệm kim loại, năng lượng khi vận hành.
- + Tăng sức chịu tải của máy, động cơ, phương tiện vận tải và kết cấu (nhà xưởng, cầu...) dẫn đến các hiệu quả kinh tế-kỹ thuật lớn.

+ Phần lớn các chi tiết máy quan trọng như trục, khuỷu, vòi phun cao áp, bánh răng truyền lực với tốc độ nhanh, chốt... đặc biệt là 100% dao cắt, dụng cụ đo và các dụng cụ biến dạng (khuôn) đều phải qua nhiệt luyện tôi+ram hoặc hóa nhiệt luyện. Chúng thường được tiến hành gần như là sau cùng, nhằm tạo cho chi tiết, dụng cụ cơ tính thích hợp với điều kiện làm việc và được gọi là nhiệt luyện kết thúc

1.2.2. Cải thiện tính công nghệ

Muốn tạo thành chi tiết máy, sản phẩm thép phải qua nhiều khâu, nguyên công gia công cơ khí: rèn, dập, cắt... Để đảm bảo sản xuất dễ dàng với năng suất lao động cao, chi phí thấp thép phải có cơ tính sao cho phù hợp với điều kiện gia công tiếp theo như cần mềm dẻo để dễ cắt hoặc dẻo để dễ biến dạng nguội. Muốn vậy cũng phải áp dụng các biện pháp nhiệt luyện thích hợp: ủ hoặc thường hóa. Ví dụ, sau khi biến dạng (đặc biệt là kéo nguội) thép bị biến cứng đến mức không thể cắt gọt hay biến dạng kéo tiếp được, phải đưa đi ủ hoặc thường hóa để làm giảm độ cứng, tăng độ dẻo. Sau xử lý như vậy thép trở nên rất dễ gia công tiếp theo.

Các phương pháp nhiệt luyện tiến hành với mục đích như vậy được gọi là nhiệt luyện sơ bộ, chúng nằm giữa các nguyên công gia công cơ khí (thường tiến hành trên phôi)

2. Các tổ chức đạt được khi nung nóng và làm nguội thép

2.1. Các chuyển biến xảy ra khi nhiệt luyện

2.1.1. Cơ sở xác định chuyển biến khi nung nóng

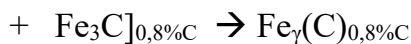
Cơ sở để xác định các chuyển biến xảy ra khi nung nóng đó là giản đồ pha Fe-C. Tùy theo thành phần cacbon và nhiệt độ nung nóng trong thép sẽ xảy ra các chuyển biến khác nhau. Trong tất cả các loại thép ở nhiệt độ thường đều có tổ chức pearlit, thép trước và sau cùng tích thì ngoài pearlit còn có ferrit và xementit thứ hai.

2.1.1.1. Thép cùng tích:

+ Khi nung nóng ở nhiệt độ thấp hơn A_{C1} ($< 727^{\circ}C$) trong thép chưa có chuyển biến gì

+ Khi nhiệt độ đạt đến A_{C1} sẽ có chuyển biến pearlit thành austenit theo phản ứng sau:

$[Fe_{\alpha}$



+ Khi nung nóng cao hơn nhiệt độ A_{C1} một ít ta được tổ chức austenit đồng nhất.

2.1.1.2. Thép trước cùng tích:

+ Khi nung nóng đến A_{C1} sẽ có chuyển biến thành austenit như trên

+ Khi nung nóng từ nhiệt độ A_{C1} đến A_{C3} sẽ có sự hoà tan của pectit vào austenit

+ Khi nung nóng cao hơn A_{C3} ta sẽ có austenit đồng nhất.

2.1.1.3. Thép sau cùng tích:

+ Khi nung nóng đến A_{C1} sẽ có chuyển biến pearlit thành austenit

+ Khi nung nóng từ nhiệt độ A_{C1} đến A_{Cm} sẽ có quá trình hoà tan của xementit hai vào austenit

+ Khi nhiệt độ nung cao hơn A_{cm} sẽ có tổ chức austenit đồng nhất.

Tóm lại khi nung nóng thép đến nhiệt độ cao hơn đường GSE của giản đồ pha Fe-C trong các thép đều nhận được dung dịch rắn austenit, tuy nhiên thành phần cacbon của nó phụ thuộc vào thành phần cacbon của thép.

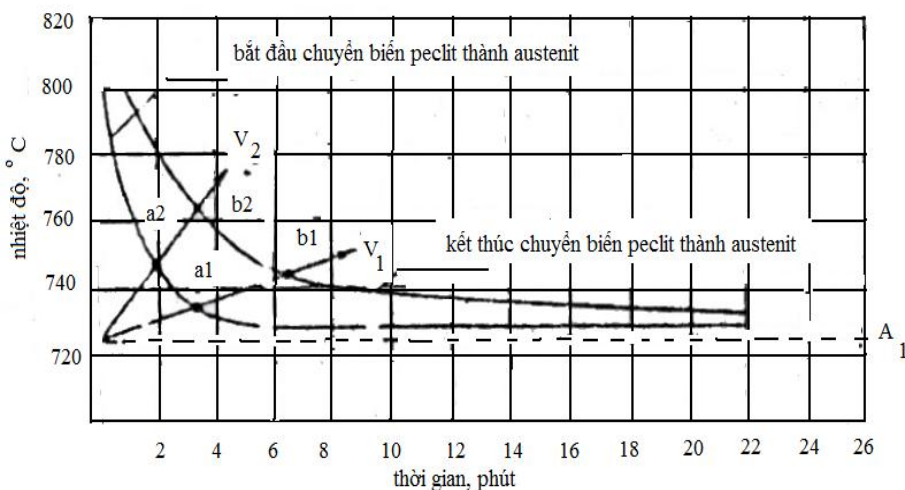
2.1.2. Đặc điểm của chuyển biến pec lit thành austenit

2.1.2.1 Nhiệt độ chuyển biến

Trên giản đồ pha Fe-C nhiệt độ chuyển biến pec lit thành austenit là 727°C , điều này chỉ đúng khi nung nóng vô cùng chậm. Trong thực tế khi nhiệt luyện tốc độ nung nóng tương đối lớn, do đó nhiệt độ chuyển biến thực tế luôn cao hơn 727°C . Tốc độ nung càng cao thì nhiệt độ sẽ chuyển biến sẽ càng cao.

Khảo sát nhiệt độ chuyển biến đẳng nhiệt của pec lit thành austenit của thép cùng tích, ta thấy khi nhiệt độ càng cao chuyển biến của thép càng ngắn.

Trong thực tế nhiệt luyện thép ta thường dùng cách nung nóng liên tục, để hoàn thành chuyển biến ta phải nung nóng ở nhiệt độ cao hơn nhiệt độ tới hạn tương ứng từ $20-30^{\circ}\text{C}$ có khi tới hàng trăm độ.



Hình 3.1 Giản đồ chuyển biến đẳng nhiệt của peclit thành austenit và các vectơ biểu thị tốc độ nung $V_2 > V_1$

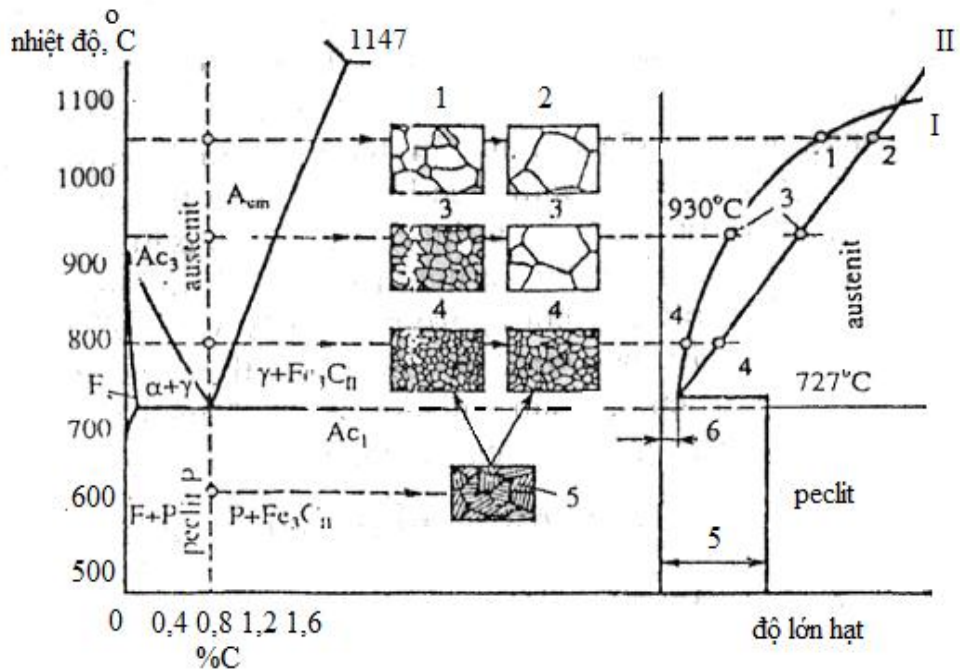
2.1.2.2.. Kích thước hạt austenit

Chuyển biến pec lit thành austenit là một quá trình kết tinh và khuếch tán. Mầm austenit được tạo thành giữa biên hạt của phe rít và xementit của tổ chức peclit. Biên hạt của hai pha này rất lớn nên số mầm austenit tạo ra rất nhiều. Vì vậy hạt austenit mới sinh bao giờ cũng rất nhỏ mịn. Do đó chuyển biến peclit thành austenit bao giờ cũng làm nhỏ hạt thép. Hạt austenit sẽ càng nhỏ mịn nếu kích thước của pha xementit càng nhỏ và tốc độ nung càng lớn. Sau khi tạo thành sẽ có quá trình khuếch tán cacbon từ nơi giàu cacbon (pha xementit) đến nơi nghèo cacbon (pha pherit) để làm đồng đều thành phần austenit.

Hạt austenit lúc mới sinh ra rất nhỏ mịn nhưng nếu tiếp tục nung nóng hay giữ nhiệt chúng sẽ lớn lên ngay. Tùy theo đặc tính phát triển của hạt austenit khi nung nóng, thép được chia ra làm hai loại: thép bản chất hạt nhỏ và bản chất hạt lớn.

Thép bản chất hạt lớn là loại thép có hạt austenit phát triển nhanh và đều đặn ở mọi góc độ, do vậy khi làm nguội hạt thép to và có tính dòn cao.

Thép bản chất hạt nhỏ có hạt austenit lúc đầu phát triển chậm, chỉ khi nhiệt độ vượt quá $930-950^{\circ}\text{C}$ thì mới phát triển nhanh và có thể lớn hơn cả thép bản chất hạt lớn. Do vậy trong các dạng nhiệt luyện thông dụng thép bản chất hạt nhỏ không tạo thành hạt lớn khi nung nóng được.



Hình 3.2. Biểu đồ pha Fe-C và sơ đồ phát triển hạt austenit của thép cùng tích trong đó 1 là thép bản chất hạt nhỏ, 2 thép bản chất hạt lớn, 3 hạt bản chất, 4 hạt nung nóng để nhiệt luyện, 5 hạt peclit ban đầu

2.2. Các chuyển biến xảy ra khi nung

Khi giữ nhiệt không có chuyển biến nào xảy ra khác với khi nung nóng. Giữ nhiệt nhằm đạt được các mục đích sau:

- + Làm đồng đều nhiệt độ trên toàn tiết diện, để cho lõi cũng có chuyển biến như bề mặt
- + Có thời gian để hoàn thành các chuyển biến khi nung nóng
- + Làm đồng đều thành phần hoá học của austenit

2.3. Chuyển biến xảy ra khi làm nguội

Quá trình làm nguội austenit được phân ra làm hai nhóm lớn: làm nguội đẳng nhiệt và làm nguội liên tục. Để đơn giản ta nghiên cứu chuyển biến đẳng nhiệt trong thép carbon cùng tích sau đó suy rộng cho các loại thép khác.

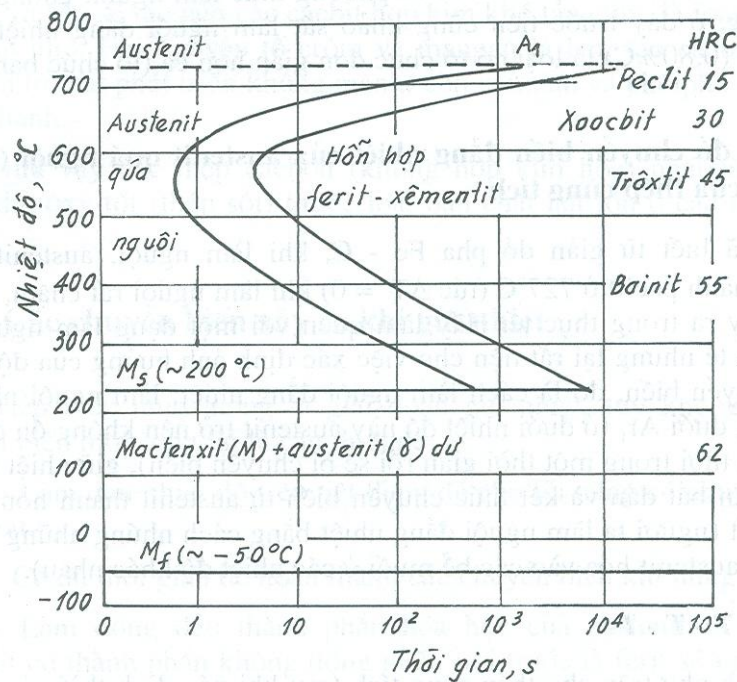
2.3.1. Biểu đồ chuyển biến đẳng nhiệt austenit quá nguội (biểu đồ T-T-T) của thép cùng tích

Từ biểu đồ Fe-C ta thấy rằng peclit sẽ chuyển biến thành austenit tại nhiệt độ 727°C với điều kiện làm nguội rất chậm không có trong thực tế, do vậy ta dùng phương pháp làm nguội đẳng nhiệt như sau: Làm nguội nhanh austenit xuống dưới nhiệt độ A_{r1} một khoảng nhỏ, sau đó giữ đẳng nhiệt tại nhiệt độ này và đo thời gian bắt đầu và kết thúc của chuyển biến austenit

2.3.1.1. Biểu đồ chuyển biến đẳng nhiệt của thép cùng tích

Biểu đồ chuyển biến đẳng nhiệt của austenit quá nguội gọi là biểu đồ T-T-T. Ta tiến hành đo như trên cho thép cùng tích tại các nhiệt độ chuyển biến khác nhau, ghi lại thời gian bắt đầu và kết thúc chuyển biến từng nhiệt độ một. Cuối cùng đem biểu diễn lên trục tọa độ nhiệt độ thời gian sẽ có được biểu đồ chuyển biến đẳng nhiệt austenit quá nguội

của thép cùng tích. Giản đồ này có dạng hai đường cong chữ C, đường thứ nhất biểu diễn sự bắt đầu, đường thứ hai biểu thị sự kết thúc của chuyển biến austenit thành peclit



Hình 3.3 Giản đồ T-T-T của thép cùng tích

2.3.1.2. Các sản phẩm của sự phân hoá đẳng nhiệt của austenit quá nguội:

Khi làm nguội austenit xuống nhiệt độ thấp hơn 727°C, nó chưa chuyển biến ngay mà còn tồn tại một thời gian nhất định trước khi chuyển biến, phân hoá và được gọi là austenit quá nguội. Austenit quá nguội không ổn định, rất dễ dàng bị phân hoá. Trên giản đồ chữ C phân chia ra các khu vực sau:

- + Trên 727°C là khu vực tồn tại của austenit ổn định
- + Bên trái đường cong chữ C thứ nhất là austenit quá nguội
- + Khoảng giữa hai đường cong chữ C là austenit chuyển biến
- + Bên phải đường cong chữ C là các sản phẩm của quá trình phân hoá đẳng nhiệt của austenit quá nguội

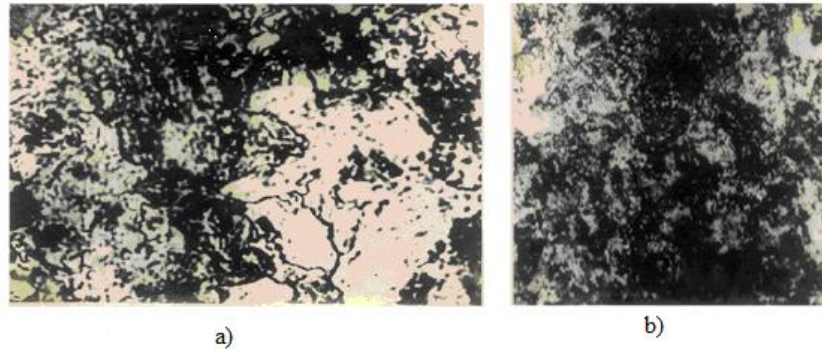
- + Đường M_s bắt đầu chuyển biến mactenxit
- + Đường M_k kết thúc chuyển biến mactenxit.

Các sản phẩm phân hoá đẳng nhiệt:

+ Khi phân hoá ở sát A₁ (trên dưới 700°C) với độ quá nguội nhỏ khoảng 25°C. Hỗn hợp phe rít và xementit tằm tạo thành với kích thước thô to, độ cứng 10-15HRC gọi là pec lít tằm

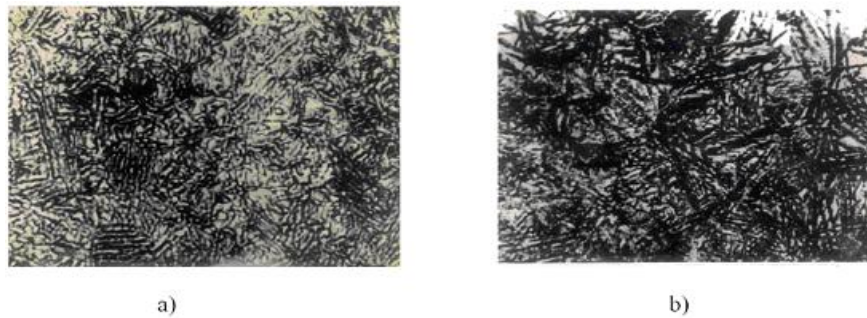
+ Khi phân hoá austenit ở nhiệt độ thấp hơn khoảng 650°C, với độ quá nguội khoảng 75°C, hỗn hợp phe rít và xementit tạo thành tằm nhỏ, mịn hơn, khoảng cách giữa các tằm 0,25-0,3µm, không phân biệt được chúng trên kính hiển vi quang học, tổ chức này có độ cứng khoảng 25-35 HRC gọi là xaocbit tằm

+ Khi cho austenit phân hoá ở nhiệt độ thấp hơn nữa, khoảng 500-600°C, ứng với mũi của đường cong chữ C, hỗn hợp phe rít và xementit tằm tạo thành nhỏ mịn hơn nữa, không phân biệt được trên kính hiển vi quang học, khoảng cách giữa các tấm là 0,1 – 0,15µm gọi là troxit tằm



Hình 3.4 tổ chức tế vi của troxit tằm (a) và của xocbit tằm (b)

+ Khi cho austenit phân hoá ở nhiệt độ thấp hơn nữa khoảng 450-250°C hỗn hợp phe rít và xementit tằm nhận được rất nhỏ mịn, có độ cứng cao nhận được cỡ 50-55HRC gọi là bainit.



Hình 3.5 tổ chức tế vi của bainit trên (a) và của bainit dưới (b)

Sau khi làm nguội đẳng nhiệt tổ chức nhận được đồng nhất trên toàn bộ tiết diện. Như vậy các tổ chức pec lit tằm, xocbit tằm, troxit, bainit là hỗn hợp cơ học của phe rít và xementit tằm với kích thước ngày càng nhỏ mịn và độ cứng ngày càng cao hơn.

+ Đối với thép trước cùng tích: Có thêm nhánh phụ tiết ra pherit trước trong khoảng nhiệt độ A_{r3} đến A_{r1} sau đó mới phân hóa thành hỗn hợp pherit-xementit

+ Đối với thép sau cùng tích: Có thêm nhánh phụ tiết ra xementit 2 trước trong khoảng từ $A_{r_{cm}}$ đến A_{r1} sau đó mới phân hóa thành hỗn hợp pherit-xementit. Tuy nhiên với các thép này nếu làm nguội đẳng nhiệt với độ quá nguội lớn hay tốc độ quá nguội nhanh thì austenit quá nguội của chúng sẽ phân hóa ngay thành peclit, xocbit troxit và bainit nhưng lượng cacbon không đúng là 0,8%. Các sản phẩm đó gọi là cùng tích giả.

2.3.2. Sự phân hoá của austenit khi làm nguội liên tục

Trong thực tế khi nhiệt luyện thép thường dùng phương pháp làm nguội liên tục, các sản phẩm nhận được cũng tương tự trường hợp đẳng nhiệt nhưng có những đặc điểm khác hơn.

Với các tốc độ nguội khác nhau, austenit sẽ bị quá nguội đến các nhiệt độ khác nhau và phân hoá thành các sản phẩm tương ứng với các nhiệt độ đó.

+ Làm nguội chậm cùng lò, vec tơ nguội cắt đường cong chữ C ở sát A_1 sản phẩm phân hoá là peclit tấm với độ cứng thấp nhất

+ Làm nguội trong không khí tĩnh, austenit phân hoá thành xoocbit

+ Làm nguội trong không khí nén (V_3), vec tơ nguội cắt chữ C tại phần lồi, austenit phân hoá thành trôxit.

+ Làm nguội trong dầu, vec tơ nguội cắt đường cong chữ C thứ nhất tại phần lồi, austenit chỉ có một phần chuyển biến thành trôxitit phần còn lại thành mactenxit nên sản phẩm là trôxitit-mactenxit.

+ Làm nguội nhanh hơn nữa, trong nước lạnh, ứng với V_5 , vector nguội không cắt đường cong chữ C nào cả, phần lớn austenit quá nguội chuyển biến thành mactenxit. Không có hỗn hợp pherit-xementit.

Tổ chức nhận được thường không đồng nhất trên toàn thiết diện, nhất là trường hợp thiết diện lớn vì bề mặt nguội nhanh hơn lõi.

2.4. Chuyển biến austenit khi làm nguội nhanh (chuyển biến mactenxit)

Khi làm nguội nhanh austenit sao cho vector biểu diễn tốc độ nguội của nó không cắt đường cong chữ C, lúc đó chỉ có chuyển biến đa hình từ Fe_γ sang Fe_α mà không có sự khuếch tán của cacbon. Đó là chuyển biến austenit thành mactenxit. Chuyển biến này xảy ra ở nhiệt độ thấp, khoảng từ 250°C trở xuống. Tốc độ nguội nhỏ nhất để chuyển biến này xảy ra là tốc độ ứng với vector tiếp xúc với đường cong chữ C thứ nhất tại mũi của nó. Tốc độ nguội này được gọi là tốc độ tới hạn V_{th} (còn gọi là tốc độ nguội tới hạn). Như vậy khi làm nguội austenit lớn hơn tốc độ nguội tới hạn thì sẽ nhận được mactenxit chứ không phải hỗn hợp pherit-xementit.

3. Ủ và thường hóa thép

3.1. Ủ thép

3.1.1. Định nghĩa

Ủ thép là phương pháp nung nóng thép đến nhiệt độ nhất định (tùy thuộc dùng phương pháp nhiệt độ có thể biến đổi rất rộng từ $200-300^\circ\text{C}$ đến trên 1000°C , giữ nhiệt lâu rồi làm nguội chậm cùng lò để đạt được tổ chức ổn định peclit với độ cứng thấp nhất và độ dẻo cao.

3.1.2. Mục đích của quá trình ủ

Có nhiều phương pháp ủ nhưng cuối cùng cũng chỉ đạt được một trong số các mục đích sau:

+ Làm giảm độ cứng thép để dễ tiến hành gia công cắt

+ Làm tăng độ dẻo để dễ tiến hành biến dạng (dập, kéo, cán) nguội

+ Làm giảm hay làm mất ứng suất bên trong gây nên bởi gia công cán đúc hàn

+ Làm đồng đều thành phần hóa học trên vật đúc bị thiên tích

+ Làm nhỏ hạt thép.

3.1.3. Các phương pháp ủ không có chuyển biến pha

Các phương pháp ủ này có nhiệt độ ủ thấp hơn A_{c1} nên không có chuyển biến peclit thành austenit khi nung nóng, do đó không làm biến đổi tổ chức của thép. Có hai phương pháp ủ không có chuyển biến pha là ủ thấp và ủ kết tinh lại.

+ Ủ thấp: Ủ thấp hay ủ non được tiến hành ở các nhiệt độ 200-600°C với mục đích làm giảm hay khử bỏ ứng suất bên trong ở vật đúc hay sản phẩm qua gia công cơ khí (cắt gọt hay dập nguội). Nếu nhiệt độ ủ chỉ là 200-300°C thì chỉ khử bỏ một phần, còn ở nhiệt độ cao hơn 450-600°C sẽ khử bỏ hoàn toàn ứng suất bên trong.

+ Ủ kết tinh lại: Ủ kết tinh lại được tiến hành cho các thép đã qua biến dạng nguội, bị biến cứng cần khôi phục tính dẻo, độ cứng ở mức như trước khi bị biến dạng. Đối với thép cacbon, ủ kết tinh lại được tiến hành ở 600-700°C. Khác với ủ thấp, ủ kết tinh lại làm giảm độ cứng và làm thay đổi kích thước hạt. Nói chung phương pháp ủ này không được áp dụng cho thép vì phần bị biến dạng tới hạn sau khi kết tinh lại sẽ có hạt rất lớn, thép bị giòn

3.1.4. Các phương pháp ủ có chuyển biến pha

Trong thực tế thường gặp loại ủ có chuyển biến pha. Các phương pháp ủ này có nhiệt độ ủ cao hơn A_{c1} nên có xảy ra chuyển biến peclit-austenit khi nung nóng với hiệu ứng làm nhỏ hạt, nên khi làm nguội chậm austenit hạt nhỏ lại chuyển biến thành peclit với kích thước hạt nhỏ. Sau đây là một số cách ủ có chuyển biến pha.

- Ủ hoàn toàn: Ủ hoàn toàn là phương pháp ủ áp dụng cho thép trước cùng tích với lượng cacbon trong khoảng 0,3-0,65% với đặc điểm nung nóng thép tới trạng thái hoàn toàn là austenit, tức là phải cao hơn A_{c3} :

Mục đích của ủ hoàn toàn là:

+ Làm nhỏ hạt: nếu chỉ nung quá A_{c3} khoảng 20-30°C thì hạt austenit nhận được vẫn nhỏ, nên khi làm nguội tiếp theo tổ chức ferit-peclit nhận được cũng có hạt nhỏ.

+ Làm giảm độ cứng và tăng độ dẻo để cắt gọt và dập nguội với độ cứng đạt được là HB 160-200

Khi nung nóng để ủ hoàn toàn ta được austenit đồng nhất nên khi làm nguội sẽ phân hóa ra tổ chức ferit-peclit trong đó peclit ở dạng tấm.

- Ủ không hoàn toàn và ủ cầu hóa: Ủ không hoàn toàn là phương pháp áp dụng cho thép dụng cụ có thành phần cacbon cao $>0,7\%$, với đặc điểm là nung nóng thép tới trạng thái không hoàn toàn là austenit tức cao hơn A_{c1} nhưng phải thấp hơn A_{cm} :

$$T_u = A_{c1} + (20-30) = 750-760^\circ\text{C}$$

Tức mọi thép kể trên đều có nhiệt độ ủ hầu như giống nhau.

Tổ chức tạo thành khi ủ không hoàn toàn là peclit hạt chứ không phải là peclit tấm. Đây là lý do tại sao với thép cacbon cao như vậy chỉ đem ủ không hoàn toàn mà không được ủ hoàn toàn. Nếu ủ hoàn toàn tức nung quá A_{cm} sẽ được austenit đồng nhất, khi làm nguội chậm tiếp theo sẽ chuyển biến thành peclit tấm có độ cứng $HB > 200$ và xementit II ở dạng lưới làm thép có tính giòn cao. Khi ủ không hoàn toàn do chỉ được nung quá A_{c1} một chút nên bản thân austenit tạo thành chưa kịp tiến hành đồng đều hóa thành phần hoặc vẫn còn các phần tử xementit của peclit chưa chuyển biến xong hoặc xementit II. Sự không đồng nhất như vậy làm cho sự tạo thành peclit hạt dễ dàng và độ cứng $HB < 200$ dễ gia công cắt hơn.

Ủ cầu hóa là dạng đặc biệt của ủ không hoàn toàn trong đó nhiệt độ nung dao động tuần hoàn trên dưới A_{c1} : nung lên đến 750-760°C giữ nhiệt khoảng 5 phút với lặp đi lặp lại nhiều lần nó sẽ xúc tiến nhanh quá trình cầu hóa xementit để tạo thành peclit hạt.

- **Ủ đẳng nhiệt:** Đối với thép hợp kim cao do austenit quá nguội có tính ổn định quá lớn, nên làm nguội chậm cùng lò cũng không đạt được tổ chức pearlit mà ra các tổ chức cứng hơn như pearlit-xoocbit, xoocbit-trôxít nên thép không đủ mềm để gia công cắt. Muốn đạt được mục đích này, phải làm nguội đẳng nhiệt ở nhiệt độ thấp hơn A_{r1} khoảng 50°C trong thời gian nhất định

Như vậy ủ đẳng nhiệt khác với hai phương pháp ủ trên ở phương thức làm nguội: ở đây là làm nguội đẳng nhiệt, ở trên là làm nguội liên tục. Còn nhiệt độ ủ có thể là nhiệt độ của ủ hoàn toàn nên là thép trước cùng tích hoặc là của ủ không hoàn toàn nếu là thép sau cùng tích và cùng tích.

- **Ủ khuếch tán:** Ủ khuếch tán là phương pháp ủ với đặc điểm nung nóng thép lên đến nhiệt độ rất cao $1100-1150^{\circ}\text{C}$ trong nhiều giờ (10-15h) để làm tăng khả năng khuếch tán, làm đều thành phần hóa học giữa các vùng trong bản thân mỗi hạt.

3.2. Thường hóa thép

Thường hóa là phương pháp nhiệt luyện bao gồm nung nóng thép đến trạng thái hoàn toàn là austenit (cao hơn A_{c3} hay A_{cm}), giữ nhiệt rồi làm nguội tiếp theo trong không khí tĩnh để austenit phân hóa thành tổ chức gần ổn định: pearlit phân tán hay xoocbit với độ cứng tương đối thấp (nhưng cao hơn ủ một chút)

Các nét đặc trưng của thường hóa so với ủ là:

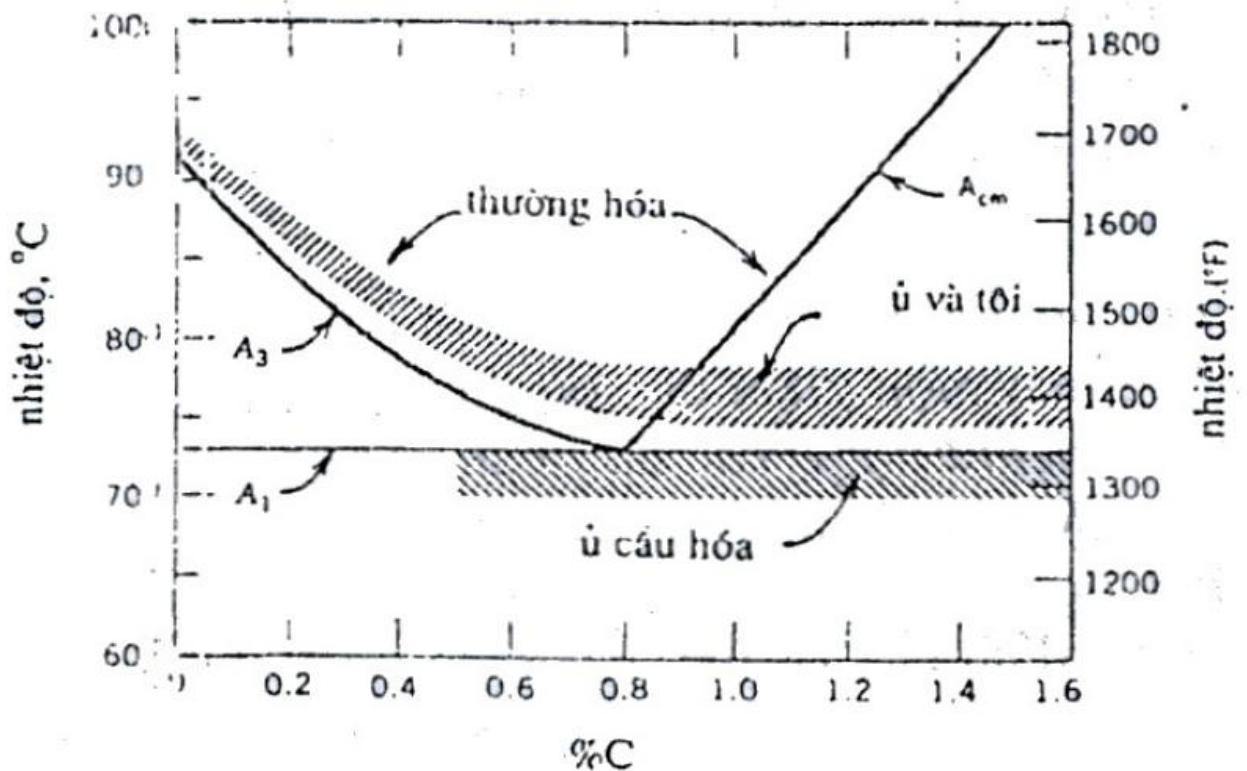
- Nhiệt độ: Giống như ủ hoàn toàn nhưng được áp dụng cho cả thép sau cùng tích

$T^{\circ}_{th} = A_{c3} + (30-50^{\circ}\text{C})$ cho thép trước cùng tích

$T^{\circ}_{th} = A_{cm} + (30-50^{\circ}\text{C})$ cho thép sau cùng tích

- Tốc độ nguội: nhanh hơn đôi chút, trong không khí tĩnh (đây là cách làm nguội thông thường, đơn giản nhất nên có tên là thường hóa), không phải dùng lò khi làm nguội nên kinh tế hơn khi ủ.

- Tổ chức và cơ tính: tổ chức đạt được cân bằng với độ cứng cao hơn ủ đôi chút.



Hình 3.6 Khoảng nhiệt độ ủ, thường hóa và tôi cho thép cacbon

4. Tôi thép

Trong các nguyên công nhiệt luyện thép, tôi là nguyên công quan trọng nhất.

4.1. Định nghĩa và mục đích

4.1.1. Định nghĩa

Tôi thép là phương pháp nhiệt luyện bao gồm: nung thép lên cao quá nhiệt độ tới hạn A_{c1} để làm xuất hiện austenit, giữ nhiệt rồi làm nguội nhanh thích hợp để biến nó thành mactenxit hay các tổ chức không ổn định với độ cứng cao.

4.1.2. Mục đích

Mục đích chủ yếu của tôi thép là đạt độ cứng cao nhất để sau đó kết hợp với ram ở nhiệt độ thích hợp để đạt được các mục đích sau đây:

- Nâng cao độ cứng và tính chống mài mòn (kết hợp với ram thấp), nhờ đó kéo dài tuổi thọ của chi tiết máy chịu mòn và tất cả dụng cụ (cát, biến dạng nguội). Tuy nhiên không phải thép nào đem tôi cũng làm tăng được độ cứng và tính chống mài mòn cao theo ý muốn.

- Nâng cao độ bền và sức chịu tải của chi tiết máy. Sau khi tôi kết hợp với ram ở nhiệt độ cao hơn tuy độ cứng, tính chống mài mòn giảm đi, song nhờ mất hoàn toàn ứng suất bên trong và đạt hỗn hợp ferit-xementit hạt ở các độ phân tán khác nhau sẽ đạt được các kết hợp cơ tính khác nhau từ giới hạn bền, giới hạn đàn hồi cao đến giới hạn chảy cao.

4.2. Chọn nhiệt độ tôi thép

+ Đối với thép trước cùng tích và sau cùng tích nhiệt độ tôi phải lấy cao hơn A_{c3} tức nung nóng tới trạng thái hoàn toàn austenit.

$$T_t = A_{c3} + (30-50^\circ\text{C})$$

Tổ chức đạt được là mactenxit+ austenit dư

+ Đối với thép sau cùng tích nhiệt độ tôi chỉ lấy cao hơn A_{c1} tức là nung nóng tới trạng thái không hoàn toàn austenit. Cách tôi như vậy là tôi không hoàn toàn:

$$T^{\circ}_t = A_{c1} + (30-50^{\circ}\text{C})$$

4.3. Tốc độ tôi tới hạn và độ thấm tôi

4.3.1 Tốc độ tôi tới hạn

Như đã biết tốc độ tôi tới hạn là tốc độ nguội nhỏ nhất cần thiết để austenit chuyển biến thành mactenxit. Có thể xác định gần đúng giá trị này theo công thức sau:

$$V_{th} = \frac{A_1 - T_m^{\circ}}{t_m} C / s$$

Trong đó A_1 nhiệt độ tới hạn dưới của thép $^{\circ}\text{C}$

T_m° , t_m nhiệt độ và thời gian ứng với austenit quá nguội kém ổn định nhất, $^{\circ}\text{C}$, s

Tốc độ tôi tới hạn của thép càng nhỏ càng dễ tôi, tức là không cần làm nguội nhanh cũng có thể đạt được tổ chức mactenxit.

Các yếu tố ảnh hưởng đến tốc độ tôi tới hạn:

- Thành phần hợp kim của austenit. Đây là yếu tố quan trọng nhất. Austenit càng giàu các nguyên tố hợp kim đường C càng dịch sang phải, V_{th} càng nhỏ.

- Sự đồng nhất của austenit. Austenit càng đồng nhất càng dễ biến thành mactenxit. Khi austenit không đồng nhất, ở những vùng giàu cacbon dễ biến thành xêmentit hay cacbit, những vùng nghèo cacbon dễ biến thành ferit. Nâng cao nhiệt độ tôi sẽ giúp hòa tan và làm đồng đều hóa cacbon, nâng cao tính đồng nhất của austenit làm giảm V_{th}

- Các phần tử rắn chưa tan hết vào austenit thúc đẩy chuyển biến tạo thành hỗn hợp ferit-cacbit làm tăng V_{th} .

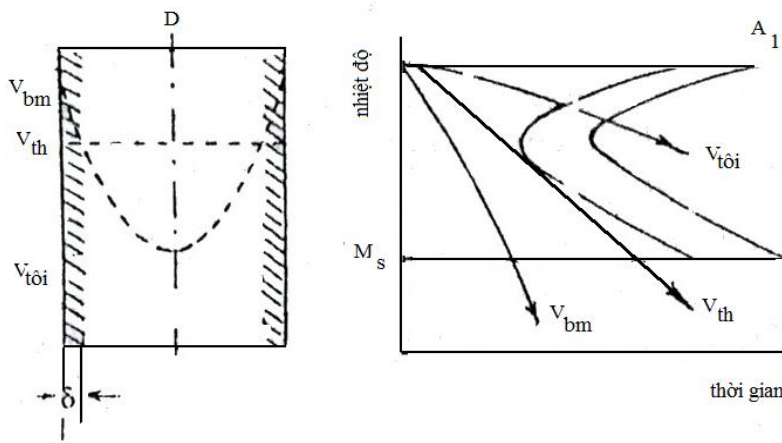
4.3.2. Độ thấm tôi

Trong nhiều trường hợp tổ chức mactenxit không thể tạo thành trên toàn tiết diện, mà chỉ có ở bề mặt ăn sâu vào bên trong đến chiều sâu nhất định, tức lớp tôi là có giới hạn và xuất hiện khái niệm về chiều sâu tôi hay độ thấm tôi. Độ thấm tôi là chiều sâu lớp tôi cứng có tổ chức mactenxit

Ý nghĩa của độ thấm tôi là ở chỗ nó biểu thị khả năng hóa bền của thép bằng tôi+ram, hay nói cho đúng hơn là biểu thị tỷ lệ tiết diện của chi tiết được hóa bền nhờ tôi+ram.

Sau khi tôi bền, độ cứng của thép tăng lên nhiều lần, song nếu lớp tôi quá mỏng (độ thấm tôi nông) thì hiệu quả này là không đáng kể: lõi do không được tôi, có độ bền thấp do đó nguy cơ phá hủy từ đây là rất lớn. Khi lớp tôi dày hiệu quả này sẽ trở nên hoàn toàn hơn nhờ đó sức chịu tải của chi tiết tăng lên rõ rệt.

Tính thấm tôi cao là chỉ tiêu chất lượng quan trọng đối với thép, thép có độ thấm tôi càng cao nói chung càng được đánh giá tốt, song điều đó không có nghĩa là trường hợp nào cũng phải dùng thép có độ thấm tôi cao nhất một cách không cần thiết vì đó là loại thép hợp kim cao giá đắt.



Hình 3.7 Sơ đồ giải thích độ thấm tôi

4.4. Các phương pháp tôi thể tích và công dụng

Có rất nhiều phương pháp tôi, căn cứ theo nhiệt độ phân biệt tôi hoàn toàn và không hoàn toàn, theo tiết diện nung nóng chia ra tôi thể tích và tôi bề mặt. Theo phương thức làm nguội cũng như cách sử dụng môi trường làm nguội có một số phương pháp tôi như sau:

4.4.1. Tôi trong một môi trường và các môi trường thường dùng

Đây là phương pháp tôi được dùng rộng rãi nhất, theo phương pháp này thép được đưa vào môi trường làm nguội nhanh thích hợp cho đến khi thép được nguội hẳn. Vấn đề chọn môi trường làm nguội, môi trường tôi có ý nghĩa quyết định.

Yêu cầu đối với môi trường tôi:

- + Trước hết phải làm nguội nhanh thép sao cho đạt được tổ chức mactenxit, đây là yêu cầu phải tính đến đầu tiên, nhưng cũng không được làm thép bị biến dạng hay bị nứt.
- + Ngoài ra cũng phải tính đến các yếu tố kinh tế đảm bảo vệ sinh môi trường.

Các môi trường thường dùng:

Nước: là môi trường tôi mạnh an toàn rẻ, dễ kiếm và thường dùng. Nước lạnh (10-30°C) làm nguội thép khá nhanh ở cả hai khoảng nhiệt độ, do vậy đảm bảo được độ cứng cao khi tôi nhưng cũng dễ gây ra nứt, biến dạng. Dùng nước để tôi rất an toàn vì không gây cháy hay bốc mùi khó chịu, song khi nước trong bể tôi bị nóng lên làm giảm mạnh tốc độ nguội ở nhiệt độ cao nên làm giảm mạnh khả năng tôi cứng mà không làm giảm khả năng biến dạng và nứt. Vì vậy khi tôi nước phải chú ý luôn giữ cho nước ở bể tôi được làm lạnh bằng cách cấp nước lạnh mới vào và thải lớp nước nóng ở bề mặt đi.

Khi hòa tan vào nước một lượng khoảng 10% muối NaCl khả năng tôi cứng thép của dung dịch tăng lên. Dung dịch này thường được dùng để tôi thép carbon có V_{th} lớn.

Dầu: cũng là môi trường tôi thường dùng song có các đặc tính hầu như đối lập với nước. Dầu làm nguội chậm thép ở cả hai khoảng nhiệt độ do đó ít gây biến dạng, nứt nhưng khả năng tôi cứng lại kém. Dầu nóng và dầu nguội có khả năng tôi giống nhau nên người ta thường tôi thép trong dầu nóng ở nhiệt độ 60°C -80°C để có độ loãng linh động tốt không bám nhiều vào bề mặt thép sau khi tôi. Cần lưu ý là khi nhiệt độ của dầu khá cao trên 150°C nó sẽ bốc cháy nên trong bể tôi phải đặt ống xoắn cho nước chảy để làm nguội dầu.

4.4.2. Tôi trong hai môi trường

Theo phương pháp tôi này, đầu tiên thép được làm nguội nhanh trong một môi trường tôi mạnh-nước pha muối, xút đến khi sắp xảy ra chuyển biến mactenxit (300-400°C) thì nhấc ra chuyển sang làm nguội chậm trong môi trường tôi yếu: dầu cho đến khi nguội hẳn. Như vậy vừa bảo đảm độ cứng cao cho thép vừa ít gây ra biến dạng nứt.

4.4.3. Tôi phân cấp

Cách tôi này có phương thức làm nguội như biểu thì bằng đường C trên hình 4.18, khắc phục được khó khăn về xác định thời điểm chuyển môi trường của cách tôi trên. Khi tôi phân cấp thép nung nóng được nhúng vào môi trường lỏng có nhiệt độ cao hơn điểm M_s khoảng 50-100°C, thép bị nguội dần đến nhiệt độ này và giữ nhiệt khoảng 3 phút để đồng đều trên tiết diện rồi nhấc ra làm nguội trong không khí để chuyển biến mactenxit.

Ưu điểm của phương pháp này là đạt độ cứng cao song có ứng suất bên trong rất nhỏ, độ biến dạng thấp nhất.

Hạn chế của tôi phân cấp là có năng suất thấp, chỉ áp dụng được cho các thép có V_{th} nhỏ và với tiết diện nhỏ.

4.4.4. Tôi đẳng nhiệt

Cách tôi này chỉ khác tôi phân cấp ở chỗ giữ đẳng nhiệt lâu hơn cũng trong môi trường lỏng để austenit quá nguội phân hóa hoàn toàn thành hỗn hợp ferit-xementit nhỏ mịn có độ cứng tương đối cao, độ dai tốt. Tùy theo nhiệt độ giữ đẳng nhiệt sẽ được các tổ chức khác nhau

Tôi đẳng nhiệt có mọi ưu nhược điểm của tôi phân cấp chỉ khác là có độ cứng thấp hơn và độ dai cao hơn. Do năng suất thấp nên trong thực tế ít áp dụng cách tôi này.

5. Ram thép

5.1. Định nghĩa và mục đích

5.1.1. Định nghĩa

Ram là phương pháp nhiệt luyện nung nóng thép đã tôi thành mactenxit lên đến các nhiệt độ thấp hơn A_{c1} , để mactenxit và austenit dư phân hóa thành các tổ chức có cơ tính phù hợp với điều kiện làm việc và quy định.

5.1.2. Mục đích của ram

- Giảm ứng suất bên trong đến mức không làm thép quá giòn, điều cần tối thiểu cho mọi trường hợp

- Khử bỏ hoàn toàn ứng suất bên trong

- Điều chỉnh cơ tính cho phù hợp với điều kiện làm việc cụ thể của chi tiết máy và dụng cụ

5.2. Các phương pháp ram

- Theo nhiệt độ ram, yếu tố quyết định tổ chức và cơ tính tạo thành người ta chia ra ba loại ram là: ram thấp, ram trung bình và ram cao.

5.2.1. Ram thấp

Ram thấp là phương pháp nung nóng thép đã tôi trong khoảng nhiệt độ 150-250°C, tổ chức đạt được là mactenxit ram

So với thép tôi, sau khi ram thấp nói chung độ cứng không giảm đi hoặc chỉ giảm đi rất ít, cá biệt có trường hợp lại tăng lên, còn ứng suất bên trong lại giảm đi đáng kể do đó có tính dẻo dai tốt hơn, khó bị phá hủy giòn hơn. Ram thấp áp dụng cho dụng cụ và chi

tiết máy cần độ cứng và tính chống mài mòn cao như: toàn bộ dao cắt, khuôn dập nguội, bánh răng chi tiết thấm tôi cacbon, ổ lăn, trục, chốt... cùng các chi tiết qua tôi bề mặt

5.2.2. Ram trung bình (300-450°C)

Nhiệt độ ram trung bình là 300-450°C, tổ chức đạt được là troxit ram. So với thép tôi, sau khi ram trung bình độ cứng giảm đi rõ rệt nhưng vẫn còn khá cứng nhưng bù lại ứng suất bên trong được khử bỏ hoàn toàn, giới hạn đàn hồi đạt được giá trị cao nhất, độ dẻo, độ dai tăng lên. Ram trung bình áp dụng cho chi tiết máy, dụng cụ cần độ cứng tương đối cao và đàn hồi như khuôn dập, ống, khuôn rèn...

5.2.3. Ram cao (500-650°C)

Tổ chức khi ram cao đạt được là xooctit ram

So với thép tôi, sau khi ram cao độ cứng giảm đi rất mạnh, thép trở nên tương đối mềm, tuy độ bền có giảm đi song lại được sự kết hợp tốt nhất của các chỉ tiêu cơ tính: độ bền, độ dẻo, độ dai.

Bảng sau đây trình bày các chỉ tiêu cơ tính của thép có cacbon trung bình ở các dạng nhiệt luyện ủ, thường hóa, tôi + ram ở các nhiệt độ khác nhau.

Dạng nhiệt luyện	Cơ tính		
	σ_b, MPa	$\sigma_{0,2} MPa$	$\delta, \%$
Ủ 840°C	530	280	32,5
Thường hóa 850°C	650	320	15
Tôi 850° + ram 200°C	1100	720	8
Tôi 850°C + ram 650°C	720	450	22

Bảng 3.1. cơ tính của thép cacbon trung bình khi nhiệt luyện bằng các phương pháp nhiệt luyện khác nhau

Tôi + ram cao tạo ra cơ tính tổng hợp tốt nhất do đó dạng nhiệt luyện này được gọi là nhiệt luyện hóa tốt hay đơn giản chỉ là hóa tốt.

Tôi + ram áp dụng rộng rãi cho các chi tiết máy cần giới hạn bền, đặc biệt là giới hạn chảy và độ dai va đập cao như các loại trục, bánh răng làm bằng thép chứa 0,3-0,5%C. Sau khi ram cao độ cứng HB trong khoảng 230-280 tuy hơi cứng khi gia công cắt gọt song lại dễ đạt độ bóng cao. Để chống mài mòn phải tôi bề mặt tiếp theo.

6. Các khuyết tật xảy ra khi nhiệt luyện thép

Nhiệt luyện đặc biệt là tôi, nếu không chế đúng các thông số và biện pháp công nghệ sẽ gây ra các hư hỏng không khắc phục được. Vì thế phải hiểu rõ nguyên nhân, tác hại để phòng tránh khắc phục một số khuyết tật chủ yếu.

6.1. Biến dạng và nứt

6.1.1. Nguyên nhân và tác hại

Nguyên nhân gây ra nứt và biến dạng là do ứng suất bên trong (ứng suất nhiệt và ứng suất tổ chức) mà chủ yếu do làm nguội nhanh khi tôi. Nếu ứng suất bên trong vượt quá giới hạn bền thép bị nứt đó là dạng hỏng không thể chữa được. Nếu ứng suất bên trong chỉ vượt quá giới hạn chảy thép bị biến dạng, cong vênh. Đây là điều khó tránh khỏi

6.1.2. Ngăn ngừa và khắc phục

Ngăn ngừa đề phòng khuyết tật này bằng cách tận dụng giảm ứng suất bên trong:

- + Nung nóng và đặc biệt là làm nguội với tốc độ hợp lý để đạt độ cứng yêu cầu, không nên dùng tốc độ nguội quá cao khi không cần thiết.
- + Nung nóng các trục dài ở thể treo để tránh cong
- + Khi làm nguội phải theo các qui tắc như: nhúng thẳng đứng, phần dày xuống trước.

Khi các chi tiết bị biến dạng cong vênh có thể khắc phục bằng cách nắn, ép nóng hoặc nguội.

6.2. Oxy hóa và thoát cacbon

6.2.1. Nguyên nhân và tác hại

Nguyên nhân là do trong môi trường nung có chứa các thành phần gây oxy hóa Fe và C, đó là ôxy, CO₂, hơi nước... chúng có trong không khí và đi vào khí quyển của lò nung. Thoát cacbon dễ xảy ra hơn oxy hóa

Tác hại của oxy hóa là ở chỗ khi tạo nên vảy ôxyt sắt FeO, lớp vảy ngày một dày lên, vỡ bong ra làm xấu bề mặt, hệt kích thước. Trong khi đó thoát cacbon sẽ làm giảm độ cứng khi tôi.

6.2.2. Ngăn ngừa

Cách tốt nhất là nung nóng trong khí quyển không có tác dụng oxy hóa và thoát cacbon bằng cách sử dụng các lò nung bằng điện và các khí quyển đặc biệt ví dụ như:

- Khí quyển bảo vệ hay là khí quyển kiểm soát
- Khí quyển trung tính như nitơ tinh khiết
- Nung trong lò chân không

6.3. Độ cứng không đạt

6.3.1. Độ cứng cao

Có thể xảy ra khi ủ và thường hóa thép hợp kim, do tốc độ nguội lớn. Độ cứng cao hơn quy định làm khó khăn cho gia công cắt. Khắc phục bằng cách nhiệt luyện lại với tốc độ chậm hơn hay đem ủ đẳng nhiệt

6.3.2. Độ cứng thấp

Thường xảy ra khi tôi, độ cứng thấp hơn quy định do đó không bảo đảm khả năng làm việc. Nguyên nhân là do thiếu nhiệt, tốc độ làm nguội hay do thoát cacbon trên bề mặt.

Câu hỏi ôn tập

1. Trình bày các chuyển biến pha trong quá trình nhiệt luyện và làm nguội.
2. Tôi nhằm mục đích gì? Trình bày các phương pháp tôi.
3. Ram nhằm mục đích gì? Trình bày các phương pháp ram.
4. Trình bày phương pháp ủ
5. Hãy cho biết các khuyết tật thường xảy ra khi nhiệt luyện.

CHƯƠNG 4: VẬT LIỆU KIM LOẠI

Mã chương: MH08-04

Giới thiệu:

Chương này giới thiệu cho học sinh về thành phần cấu tạo, phân loại, ký hiệu, tính chất của gang, thép và các vật liệu kim loại khác.

Mục tiêu:

- Mô tả được phương pháp dùng kính hiển vi quang học hoặc điện tử có độ phóng đại lớn để quan sát cấu trúc tế vi của gang và thép.

- Trình bày được khái niệm về gang, cách phân loại gang và các yếu tố ảnh hưởng đến tính chất của gang, của thép.

- Giải thích được thành phần, công dụng và ký hiệu của các loại gang thường dùng, các loại thép cac bon thường dùng.

- Phân biệt được gang và thép qua màu sắc, tỷ trọng, độ nhám mịn, âm thanh khi gõ, bẻ, đập búa, xem tia lửa khi mài.

- Rèn luyện tính kỷ luật, kiên trì, cẩn thận, nghiêm túc, chủ động và tích cực sáng tạo trong học tập.

Nội dung chính:

1. Thép cacbon

1.1. Khái niệm về thép cacbon

Thành phần hoá học của thép cacbon gồm chủ yếu là Fe và C, ngoài ra còn có chứa một số nguyên tố khác nữa tùy theo điều kiện luyện thép. Nhưng nhìn chung hàm lượng của các nguyên tố trong thép cacbon khống chế trong phạm vi sau

$C < 2\%$, $Mn < 0,8\%$, $Si < 0,5\%$, $P, S < 0,05\%$, Cr, Ni, Cu, W, Mo, Ti rất ít 0,1 đến 0,2%.

Mn và Si là hai tạp chất có tác dụng nâng cao cơ tính của thép cacbon, P, S là tạp chất giảm chất lượng thép, nâng cao tính giòn nguội trong thép, nhưng lại tạo tính dễ cắt gọt cho thép.

1.2. Phân loại thép cacbon

Có nhiều cách để phân loại thép cacbon, mỗi cách cho biết một đặc trưng riêng biệt cần chú ý để sử dụng thép được tốt hơn.

1.2.1. Theo độ sạch tạp chất có hại và phương pháp luyện

Rõ ràng là thép càng ít tạp chất có hại (P,S) và các khí (H,O,N) có độ dẻo, độ dai càng cao tức có cơ tính tổng hợp cao, chất lượng càng cao. Các phương pháp nhiệt luyện thép khác nhau có khả năng loại trừ tạp chất có hại khác nhau này ở các mức khác cao thấp khác nhau do đó tạo cho thép chất lượng tốt, xấu khác nhau. Có nhiều phương pháp luyện thép song cho đến hiện nay trên thế giới chỉ tồn tại ba phương pháp chính là lò mactanh, lò điện hồ quang và lò thổi oxy từ đỉnh

Theo mức độ sạch tạp chất từ thấp đến cao có các mức chất lượng sau

+ Chất lượng thường, lượng P,S chỉ khử được đến mức 0,05% cho mỗi nguyên tố. Cấp chất lượng này chỉ áp dụng cho nhóm thép có yêu cầu không cao như một số thép xây dựng thông dụng.

+ Chất lượng tốt, lượng P,S được khử đến mức 0,04% cho mỗi nguyên tố. Phương pháp nhiệt luyện bằng lò mactanh và lò điện hồ quang dễ dàng đạt được cấp chất lượng này. Cấp chất lượng này thường áp dụng cho các nhóm thép chế tạo máy thông dụng

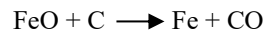
+ Chất lượng cao, lượng P,S được khử đến mức 0,03% cho mỗi nguyên tố. Với các biện pháp kỹ thuật bổ sung(dùng chất khử mạnh, tuyển chọn nguyên liệu vào...) vẫn có thể đạt được cấp chất lượng này bằng phương pháp luyện thép trong lò điện hồ quang.

+ Chất lượng rất cao, lượng P,S được khử triệt để nhất 0,02% cho mỗi nguyên tố. Với các lò điện hồ quang không thể đạt được giới hạn này. Thép sau khi luyện ở lò này được tinh luyện tiếp tục: khử tạp chất ngoài lò bằng xỉ tổng hợp, bằng điện xỉ.

1.2.2. Theo phương pháp khử oxy

Theo mức độ khử oxy có triệt để hay không người ta chia ra hai loại thép sôi và thép lặng

Thép sôi là loại không được khử oxy triệt để, tức chỉ bằng chất khử không mạnh nên trong thép vẫn còn FeO và do đó có phản ứng:



Khí Co bay lên làm mặt thép lỏng chuyển động giống như bị sôi (nên có tên gọi là thép sôi) và tạo ra bọt khí trong thổi đúc. Khi cán nóng tiếp theo phần lớn bọt khí được hàn kín lại nên nói chung không ảnh hưởng xấu đến cơ tính của thép đã qua biến dạng nóng.

Các đặc điểm của thép sôi:

+ Do không được khử bằng fero silic nên chứa rất ít silic, nên ferit của thép rất mềm dẻo và dễ dập nguội

+ Không cho thép dùng thép sôi để chế tạo các vật đúc định hình vì các rỗ khí làm giảm mật độ, tập trung ứng suất gây ảnh hưởng xấu đến cơ tính.

+ Không cho phép dùng thép sôi để làm các kết cấu hàn chảy, do trong thép vẫn còn oxy nên khi chảy lỏng phản ứng tạo s lại xảy ra, mối hàn chứa nhiều bọt khí.

Thép lặng là loại được khử oxy triệt để bằng cả fero mangan và fero silic là chất khử mạnh và nhôm, nên trong thép không xảy ra phản ứng trên, mặt thép lỏng luôn phẳng lặng nên gọi là thép lặng

Đặc điểm của thép lặng là:

+ Do được khử bằng fero silic nên chứa một lượng nhất định silic, thường trong khoảng 0,15-0,3% vì thế ferit của thép cứng và bền hơn, khó dập nguội hơn.

+ Trong tổ chức không có rỗ khí nên có cấu trúc chặt chẽ hơn, có cơ tính cao hơn thép sôi, các vật đúc bằng thép phải được chế tạo bằng thép lặng, tuy nhiên lổm co trong thép lặng khá lớn

+ Trong các kết cấu hàn chảy chỉ được phép dùng thép lặng.

+ Các chi tiết thấm cacbon chỉ được làm bằng thép lặng

Do các đặc tính trội hơn thép sôi, thép lặng được sử dụng rộng rãi hơn.

Nằm trung gian giữa hai thép trên là thép nửa lặng, nó chỉ khử được oxy bằng fero mangan và nhôm. Tính chất của nó nằm trung gian giữa thép sôi và thép lặng. Tuy xuất hiện sau song thép nửa lặng có khuynh hướng thay thế cho thép sôi.

1.2.3. Theo công dụng

Theo mục đích sử dụng người ta có thể phân chia thép cacbon thành hai nhóm thép kết cấu và thép dụng cụ

- Thép kết cấu là loại được dùng làm các kết cấu, chi tiết chịu tải do đó ngoài yêu cầu về độ bền đảm bảo còn cần phải có đủ độ dẻo, dai. Đây là nhóm thép sử dụng rất nhiều trong các lĩnh vực của đời sống và kỹ thuật. Trong nhóm này có thể phân chia tiếp thành hai nhóm nhỏ hơn đó là thép xây dựng và thép chế tạo máy

- Thép dụng cụ loại này chủ yếu là công cụ nên yêu cầu chủ yếu là độ cứng và tính chống mài mòn cao.

2. Thép hợp kim

2.1. Khái niệm về thép hợp kim

Thép hợp kim là loại thép ngoài thành phần Fe, C, các tạp chất trong quá trình chế tạo còn có các nguyên tố đặc biệt được đưa vào với một lượng nhất định để thay đổi cấu trúc và tính chất của thép. Đó là các nguyên tố hợp kim: Cr, Ni, Mn, Si, W, V, Mo, Ti, Cu, B.

Giới hạn hàm lượng để từ đó phân chia ranh giới giữa khi là tạp chất và khi là thành phần hợp kim của các nguyên tố như sau:

Mn: 0,8-1,0% Si: 0,5-0,8% Cr: 0,2-0,8% Ti > 0,1% Cu > 0,1%
Ni: 0,2-0,6% W: 0,1-0,5% Mo: 0,05-0,2% B > 0,002%

Thép hợp kim có cơ tính cao hơn thép cacbon, chịu được nhiệt độ cao hơn và có những tính chất vật lý và hoá học đặc biệt như chống tác dụng ăn mòn của môi trường cao...

2.2. Phân loại thép hợp kim

Đối với thép hợp kim có nhiều cách phân loại hơn và mỗi loại cũng cho biết một đặc trưng cần biết để sử dụng tốt hơn.

2.2.1. Theo tổ chức cân bằng

Theo tổ chức cân bằng ở trạng thái ủ, với lượng cacbon tăng dần có thể lần lượt được các thép với tổ chức sau:

+ Thép trước cùng tích	peclit + ferit tự do
+ Thép cùng tích	peclit
+ Thép sau cùng tích	peclit + cacbit tự do
+ Thép lêđêburit	có lêđêburit

Trong trường hợp thép được hợp kim hóa cao chủ yếu bằng một trong hai nguyên tố Cr, Mn hay Cr-Ni, sẽ có:

+ Thép ferit	Loại có Cr rất cao (>17%) và thường rất ít cacbon
+ Thép austenit	Loại có Mn cao (>13%) và thường có cacbon cao

2.2.2. Theo tổ chức thường hóa

Theo tổ chức thường hóa các mẫu nhỏ $\phi 25$, theo lượng nguyên tố hợp kim tăng lên sẽ có các thép sau đây:

+ Thép họ peclit: loại hợp kim thấp, đường cong chữ C sát trục tung, nguội trong không khí được hỗn hợp ferit-xêmentit tức peclit, xooxit, rôxit, phần lớn thép thuộc loại này.

+ Thép họ mactenxit: loại hợp kim hóa trung bình ($>4-6\%$) và cao, đường cong chữ C dịch sang phải khá mạnh, nguội trong không khí cũng được mactenxit.

+ Thép họ austenit: loại có chứa Cr cao và Ni cao ($>8\%$) hoặc Mn ($>13\%$) cao, chúng mở rộng khu vực γ và hạ thấp điểm M_s nên làm nguội trong không khí (chỉ đến nhiệt độ thường, cao hơn M_s) cũng không có chuyển biến gì, giữ nguyên tổ chức austenit

3. Gang

3.1 Khái niệm chung

Gang là vật liệu được dùng khá phổ biến trong chế tạo máy và xây dựng cơ bản. Nhìn chung gang có cơ tính tổng hợp kém thép song có nhiều đặc điểm quý cần tận dụng triệt để đó là nhiệt độ chảy thấp hơn, dễ nấu luyện, tính đúc tốt và dễ gia công cắt. Trong công nghiệp thường chỉ dùng ba loại gang là gang xám, gang trắng và gang cầu.

Đặc điểm về tổ chức tế vi quan trọng nhất chi phối các đặc điểm khác là phần lớn hay toàn bộ cacbon trong các gang chế tạo máy ở dạng tự do hay grafit. Tổ chức tế vi của gang được chia làm hai phần: phần kim loại là grafit hay cacbon tự do và phần còn lại là nền kim loại với các tổ chức khác nhau:

- Ferit khi toàn bộ cacbon ở dạng tự do không có cacbon liên kết

- Ferit-peclit hay peclit khi phần lớn C ở dạng tự do và rất ít ($<0,8\%$) ở dạng liên kết, các gang khác nhau chỉ là ở dạng của grafit như phân biệt trên tổ chức tế vi của các mẫu tấm thực

- Gang xám grafit có dạng tấm (phiến, lá...) là dạng tự nhiên khi đúc

- Gang cầu grafit có dạng quả cầu tròn, phải qua biến tính đặc biệt

- Gang dẻo: grafit có dạng cụm (tụ tập thành đám), qua phân hóa từ xementit

3.2 Phân loại gang

3.2.1 Gang xám

Đây là loại gang phổ biến nhất, thông thường nếu không nói rõ đó là loại gang gì thì ta phải hiểu đó là gang xám. Tùy theo mức độ grafit hóa gang xám có ba loại:

+ Gang xám ferit: Tổ chức của nó bao gồm nền kim loại là sắt nguyên chất kỹ thuật và grafit. Loại gang này có độ bền thấp nhất

+ Gang xám ferit-peclit: Gồm có nền kim loại là thép cùng tích và grafit, lượng cacbon trong nền kim loại $< 0,8\%$

+ Gang xám peclit: Gồm có nền kim loại là thép cùng tích và grafit, lượng cacbon trong nền kim loại là $0,8\%$, loại gang này có độ bền cao nhất trong các loại gang xám.

Loại gang này có những đặc điểm về cơ tính như sau:

- Độ bền thấp, giới hạn bền kéo $< 350-400\text{MPa}$ (thường trong khoảng $150-350\text{MPa}$) chỉ bằng một nửa của thép thông dụng, $1/3$ của thép hợp kim

- Độ dẻo và độ dai thấp, có thể xem như vật liệu giòn.

Nguyên nhân cơ tính thấp của gang xám là do có tổ chức grafit tấm với độ bền rất thấp (có thể coi bằng không), có dạng bề mặt lớn, coi như vết nứt rỗng chia cắt rất mạnh nền kim loại và sự tập trung ứng suất ở các đầu nhọn của tấm grafit làm giảm rất mạnh độ bền kéo. Tuy nhiên cấu trúc này ít làm hại độ bền nén (giới hạn bền nén của gang xám không kém thép).

3.2.2. Gang cầu

Gang cầu là loại gang có độ bền ở dạng cao nhất do grafit ở dạng thu gọn nhất. Theo mức độ grafit hóa gang cầu được chia làm ba loại:

- + Gang cầu ferit: nền kim loại là sắt nguyên chất và grafit cầu
- + Gang cầu ferit-peclit: nền kim loại là thép trước cùng tích và grafit cầu
- + Gang cầu peclit: nền kim loại là thép cùng tích và grafit cầu

Do grafit ở dạng thu gọn nhất ít chia cắt nền kim loại nhất nên nó làm giảm rất ít cơ tính của nền vì vậy gang cầu duy trì được 70-90% độ bền của nền kim loại (thép). Các đặc điểm về cơ tính của gang cầu là:

- Giới hạn bền kéo và giới hạn bền chảy khá cao tức là tương đương với thép chế tạo máy.

- Độ dẻo và độ dai nhất định, tuy có kém thép song cao hơn gang xám rất nhiều

Về phối liệu, gang cầu được chế tạo bằng cách biến tính gang xám lỏng nên về cơ bản thành phần của chúng giống nhau, tuy nhiên cũng có một vài điểm khác biệt như sau:

- C+Si cao hơn
- Không có hay có rất ít các nguyên tố cản trở cầu hóa như Ti, Al, Sn, Zn
- P, đặc biệt là S thấp hơn

3.2.3. Gang dẻo

Là loại gang có grafit tương đối nhỏ gọn ở cụm và bông, tính dẻo tương đối cao, mặt gãy có màu xám. Nhìn bề ngoài rất khó phân biệt với gang xám. Tùy theo mức độ grafit hóa gang dẻo được chia làm ba loại:

+ Gang dẻo ferit: Là loại gang có nền kim loại là sắt nguyên chất kỹ thuật, trên đó grafit dạng bông hay cụm được phân bố.

+ Gang dẻo ferit-peclit: là loại gang có nền là thép trước cùng tích, grafit cụm hay bông

+ Gang dẻo peclit: là loại gang có nền là thép cùng tích, grafit dạng cụm hay bông.

Do grafit ở dạng cụm và lượng cacbon của gang rất thấp nên gang dẻo có độ bền gần như gang cầu song hơn hẳn gang xám.

Gang dẻo được chế tạo bằng cách ủ từ gang trắng nên về cơ bản thành phần hóa học của chúng giống nhau: C + Si thấp. Tùy thuộc vào cách tiến hành có thể có các loại gang dẻo sau:

- Gang dẻo lõi trắng, là loại quá trình ủ xảy ra trong môi trường oxy hóa làm thoát cacbon mạnh (thường dùng môi trường là quặng sắt) nên cacbon ủ bị giảm mạnh nên mặt gãy có màu sang.

- Gang dẻo lõi đen, là loại quá trình ủ xảy ra trong môi trường trung tính hay không bị oxy hóa mạnh, cacbon ủ vẫn còn nhiều nên mặt gãy vẫn có màu tối

Tùy thuộc vào nền kim loại, quá trình ủ grafit hóa có triệt để hay không có:

- Gang dẻo ferit: grafit hóa triệt để, không có cacbit, xêmentit thời gian ủ dài ở 1000 và 700°C

- Gang dẻo peclit: grafit hóa vừa phải, nền kim loại còn khoảng 0,6 đến 0,8% C ở dạng cacbit, xêmentit, thời gian ủ tương đối ngắn (chưa đến 2 ngày) ở nhiệt độ 1000°C

- Gang dẻo ferit-peclit: Trung gian giữa hai loại trên (thời gian ủ ở 700°C ngắn hơn khi ủ gang dẻo ferit.

Câu hỏi ôn tập

1. So sánh sự giống nhau về thành phần cấu tạo, cơ tính của gang và thép
2. Trình bày các cách phân loại thép cacbon
3. Trình bày thành phần cấu tạo, tính chất, cơ tính của gang xám, gang cầu, gang dẻo
4. Cho biết các ứng dụng trong thực tế sản xuất của các loại thép

HƯỚNG DẪN SỬ DỤNG GIÁO TRÌNH

1. Phạm vi sử dụng giáo trình:

Giáo trình môn học được sử dụng để giảng dạy cho trình độ trung cấp.

2. Hướng dẫn một số điểm chính về phương pháp sử dụng giáo trình môn học:

- Đối với giáo viên, giảng viên:

+ Cần bám sát các nội dung cơ bản trong giáo trình môn học để giảng dạy, bên cạnh việc tham khảo, bổ sung các nội dung từ các giáo trình, tài liệu tham khảo khác có liên quan đến chương trình, giáo trình môn học này.

+ Khi giảng dạy, cần giúp người học phân biệt rõ các khái niệm, thành phần cấu tạo các loại vật liệu cơ bản sắt và hợp kim của sắt, phân biệt rõ khái niệm nhiệt luyện, các phương pháp hoá nhiệt luyện, tính chất và các ký hiệu của các loại vật liệu trong ngành cơ khí.

+ Các nội dung liên quan đến biểu thức tính toán, chỉ phân tích, nêu công thức tính, giải thích các công thức và cách sử dụng công thức trong việc giải các bài toán cơ học.

+ Để giúp người học nắm vững những kiến thức cơ bản cần thiết sau mỗi chương cần giao bài tập để làm ngoài giờ. Các bài tập chỉ cần ở mức độ đơn giản, trung bình phù hợp với phân lý thuyết đã học.

+ Tăng cường sử dụng thiết bị, đồ dùng dạy học để tăng hiệu quả dạy học.

- Đối với người học: Tích cực tự học, nghiên cứu làm bài tập theo hướng dẫn của giáo viên khi sử dụng giáo trình môn học.

3. Những trọng tâm chương trình cần chú ý:

Trọng tâm của môn học là chương 3 và 4

TÀI LIỆU THAM KHẢO

1. Nguyễn Hoa Thịnh, Nguyễn Đình Đức, *vật liệu composit cơ học và công nghệ*, nhà xuất bản khoa học kỹ thuật Hà Nội, 2007.
2. Nghiêm Hùng, *vật liệu học cơ sở*, nhà xuất bản khoa học kỹ thuật, 2007
3. Trần Vĩnh Diệu, Trần Trung Lê, *môi trường trong gia công chất dẻo và composit*, nhà xuất bản đại học Bách Khoa Hà Nội, 2007
4. Nguyễn Hoàn Sơn-Vật liệu cơ khí, NXB Giáo dục - 2000.
5. Phạm Thị Minh Phương, Tạ Văn Thất- Công nghệ nhiệt luyện, NXB Giáo dục - 2000.