

# 第7章 炭素鋼の基礎

- 鉄鋼精錬の工程(高炉, 転炉, 連続铸造)
- Fe-C平衡状態図(相, C濃度、反応、変態温度)
- 相の名称( $\alpha$ ,  $\gamma$ , Fe<sub>3</sub>C), 結晶構造, 特性
- 焼なまし組織の形成過程(相比)

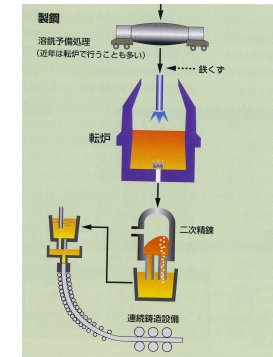
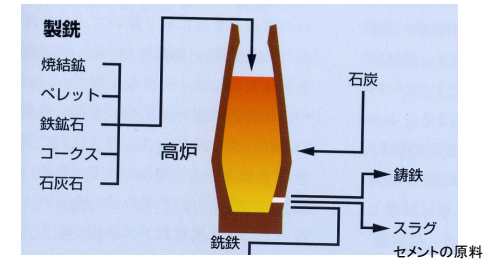
鉄鋼精錬の工程  
~ 転炉法(主流)

高炉: 酸化鉄の還元  
(**銑鉄**: 高C鉄)

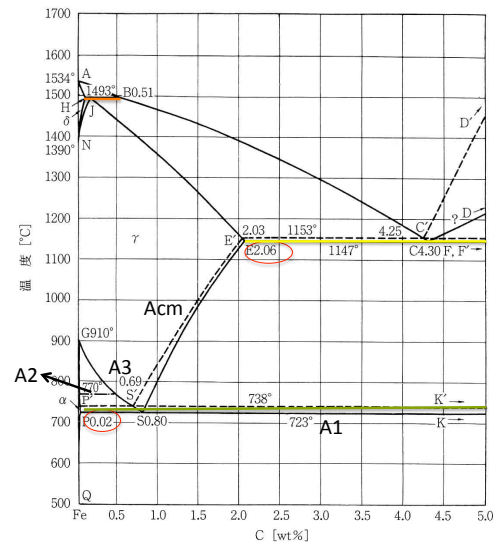
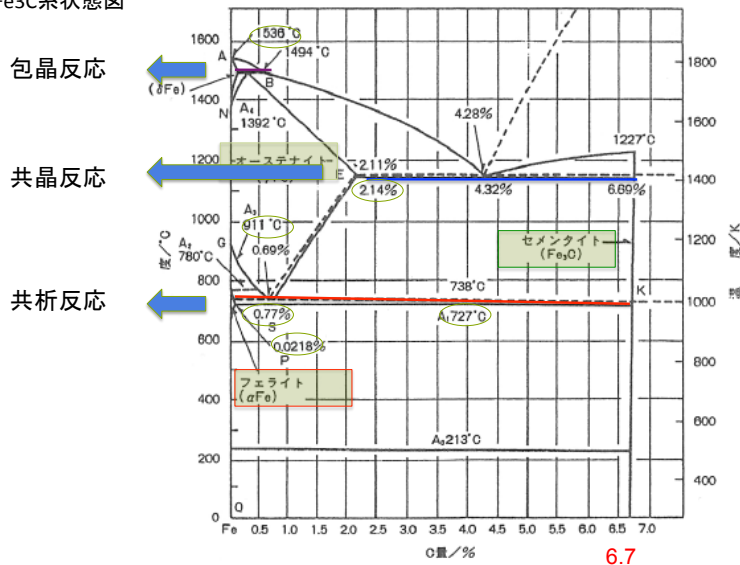
転炉: 炭素量の低減  
(**鋼**: 低C鉄)

連続铸造:  
半溶状態の鋼を  
連続的に加工

※電炉法  
スクラップ鉄のリサイクル



Fe-Fe<sub>3</sub>C系状態図



Fe結晶格子間のすきま

鉄中の炭素の最大溶解度の違い

$\gamma$ -Fe: 2mass%C  
 $\alpha$ -Fe: 0.02mass%C

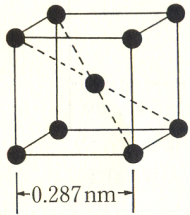
100倍の差

図 7.4 Fe-C系平衡状態図 (Hansen)

A0(210°C): Fe<sub>3</sub>Cの磁気変態点

$\alpha$ -Fe  
(フェライト)

結晶構造: 体心立方格子 (bcc)

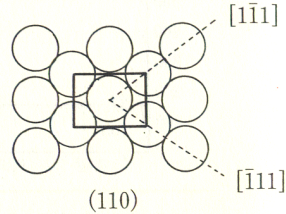


(a)

$\alpha$ -Fe の結晶構造

(a) 体心立方構造の単位胞

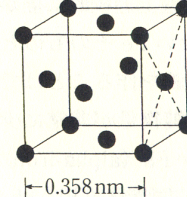
(b) 体心立方構造の最稠密面 (110) 面内の Fe 原子の配列



(b)

$\gamma$ -Fe  
(オーステナイト)

結晶構造: 面心立方格子 (fcc)

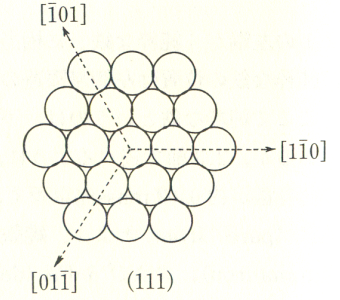


(a)

$\gamma$ -Fe の結晶構造

(a) 面心立方構造の単位胞

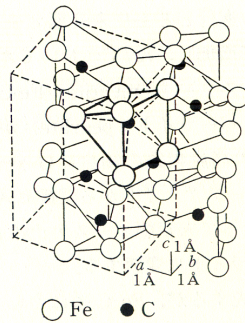
(b) 面心立方構造の最稠密面 (111) 面内の Fe 原子の配列



(b)

$\text{Fe}_3\text{C}$   
(セメンタイト)

結晶構造: 斜方晶



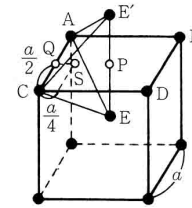
セメンタイトの結晶構造

$\alpha$ -Fe  
(格子定数  $a: 0.286\text{nm}$ )

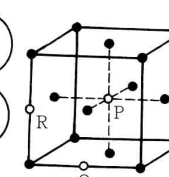
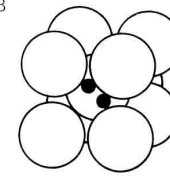
$\gamma$ -Fe  
(格子定数  $a: 0.364\text{nm}$ )

$\alpha$ 鉄中の最大のすきま: 位置S

$\gamma$ 鉄中の最大のすきま: 位置P, Q, R



(a) 体心立方格子



(b) 面心立方格子

図 7.5 体心立方格子および面心立方格子において比較的大きなすきまを示す

図 7.5

複雑な構造:  $\text{Fe}_3\text{C}$ 自体は塑性変形能を持たない

実際の炭素原子の大きさ(半径): **0.077 nm**

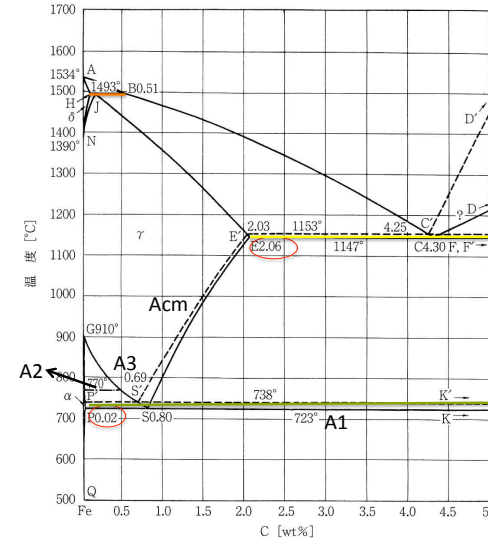
幾何学的に求めた格子内の最大隙間の大きさ

$r_c = 0.036 \text{ nm}$  (in  $\alpha\text{-Fe}$ )  
 $r_c = 0.053 \text{ nm}$  (in  $\gamma\text{-Fe}$ )

→  $\gamma\text{-Fe}$ のほうが $\alpha\text{-Fe}$ よりも隙間が大きい  
 → 炭素原子の大きさは隙間の大きさよりも大きい  
 (炭素の溶解で格子ひずみが生じる)

炭素原子の溶解度:

0.02% (in  $\alpha\text{-Fe}$ )  
 2.0% (in  $\gamma\text{-Fe}$ )



Fe結晶格子間のすきま



鉄中の炭素の最大溶解度の違い

$\gamma\text{-Fe}$ : 2mass%C  
 $\alpha\text{-Fe}$ : 0.02mass%C

100倍の差

図 7.4 Fe-C系複平衡状態図 (Hansen)

A0(210°C):  $\text{Fe}_3\text{C}$ の磁気変態点

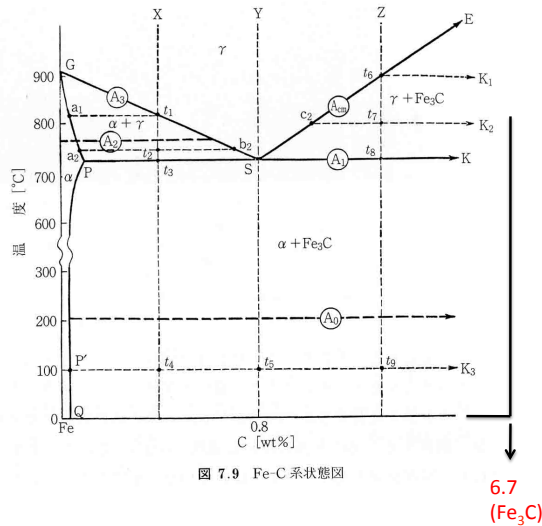
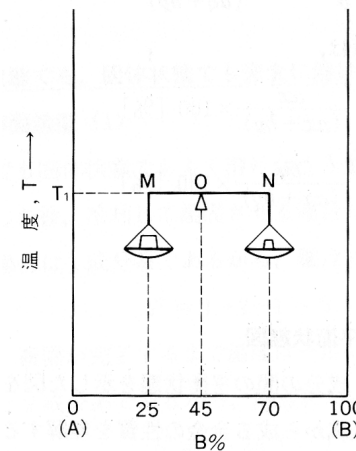


図 7.9 Fe-C系状態図

6.7  
 $(\text{Fe}_3\text{C})$

てこの関係(lever relation)、2成分系



温度 $T_1$ で組成Oの合金

A相とB相の質量比

$$= \overline{ON} : \overline{OM}$$

左図の例では

$$M_A : M_B \\
 = (70 - 45) : (45 - 25) \\
 = 5 : 4$$

## 亜共析鋼(組成X)

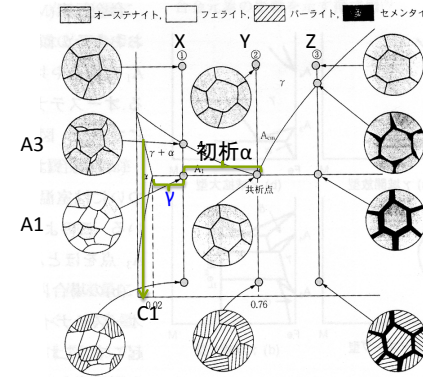


図 9.1 Fe-Fe<sub>3</sub>C 系平衡状態図(共析部分)における組織変化

T=A3直下では

γ粒界から初析αが析出  
(γ中のC濃度:X, 初析α中のC濃度:C1)

T=A1直上では

初析αの割合が増加  
(このとき  
γ中のC濃度:Y,  
初析α中のC濃度:0.02%)

$$\gamma: \text{初析}\alpha = (X-0.02):(0.8-X)$$

## 亜共析鋼(組成X)

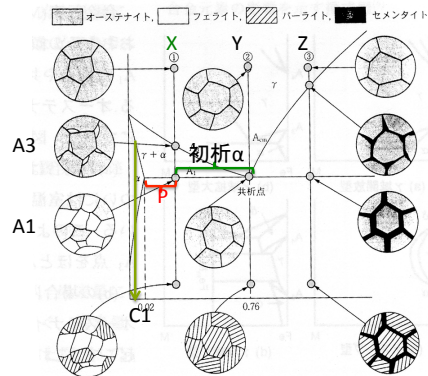


図 9.1 Fe-Fe<sub>3</sub>C 系平衡状態図(共析部分)における組織変化

T=A1直上では

初析αの割合が増加  
(このとき  
γ中のC濃度:Y,  
初析α中のC濃度:0.02%)

$$\gamma: \text{初析}\alpha = (X-0.02):(0.8-X)$$



T=A1直下では

共析反応(γ→P(α+Fe<sub>3</sub>C))  
(このとき  
Pに含まれるα中のC濃度:Y,  
初析α中のC濃度:0.02%)

$$P: \text{初析}\alpha = (X-0.02):(0.8-X)$$

$$\alpha\text{全体}: \text{Fe}_3\text{C} = (6.7-X):(X-0.02)$$

## 過共析鋼(組成Z)

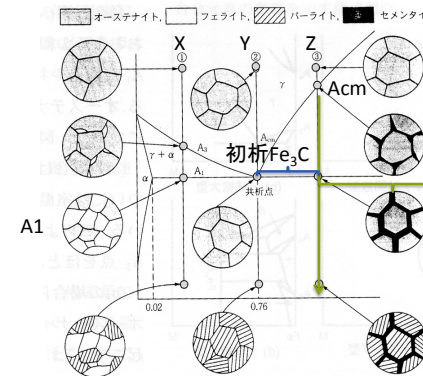


図 9.1 Fe-Fe<sub>3</sub>C 系平衡状態図(共析部分)における組織変化

T=Acm直下では

γ粒界から初析Fe<sub>3</sub>Cが析出  
(γ中のC濃度:Z, 初析Fe<sub>3</sub>C中のC濃度:6.7%)

T=A1直上では

初析Fe<sub>3</sub>Cの割合が増加  
(このとき  
γ中のC濃度:Y,  
初析Fe<sub>3</sub>C中のC濃度:6.7%(不変))

$$\gamma: \text{初析Fe}_3\text{C} = (6.7-Z):(Z-0.8)$$



# 過共析鋼(組成Z)

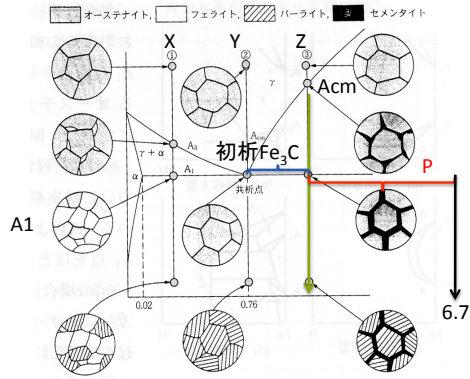


図 9.1 Fe-Fe<sub>3</sub>C 系平衡状態図(共析部分)における組織変化

T=A1直上では

初析Fe<sub>3</sub>Cの割合が増加  
(このとき

$\gamma$ 中のC濃度: Y,  
初析Fe<sub>3</sub>C中のC濃度: 6.7%(不変))

$\gamma$ : 初析Fe<sub>3</sub>C = (6.7-Z):(Z-0.8)



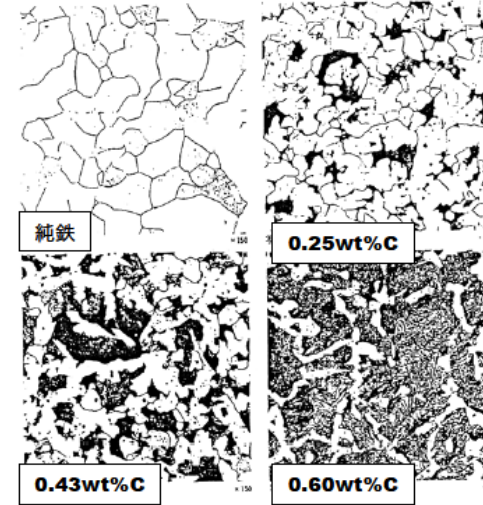
T=A1直下では

共析反応 ( $\gamma \rightarrow P(\alpha + Fe_3C)$ )  
(このとき

Pに含まれる $\alpha$ 中のC濃度: Y,  
初析Fe<sub>3</sub>C中のC濃度: 6.7%(不変))

P: 初析Fe<sub>3</sub>C = (6.7-Z):(Z-0.8)

$\alpha$ 全体: Fe<sub>3</sub>C = (6.7-Z):(Z-0.02)



白: フェライト  
黒: パーライト

パーライト  
=フェライトと  
セメンタイトの  
層状組織

X: 亜共析鋼(0.02~0.8% C鉄)

## パーライト変態: 拡散変態

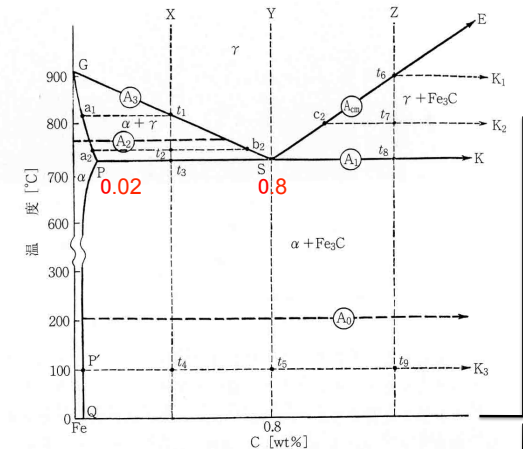
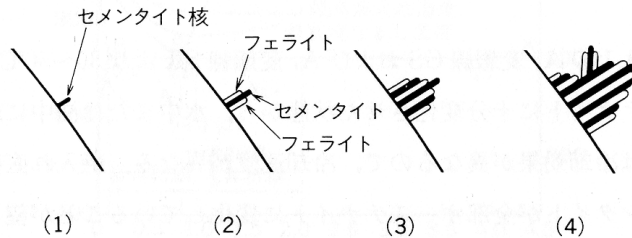


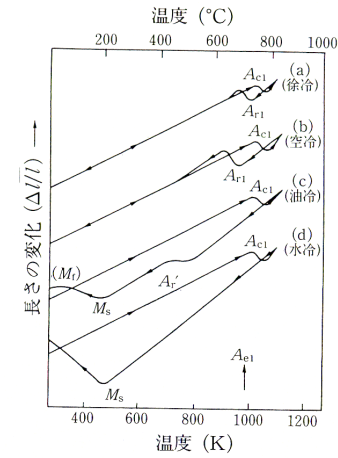
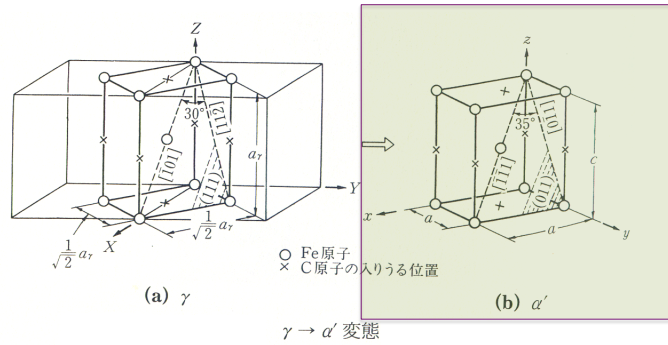
図 7.9 Fe-C 系状態図

6.7  
(Fe<sub>3</sub>C)

$\alpha'$   
(マルテンサイト)

結晶構造: 体心正方晶 (bct)

$\gamma$ -Feを急冷したときに得られる組織



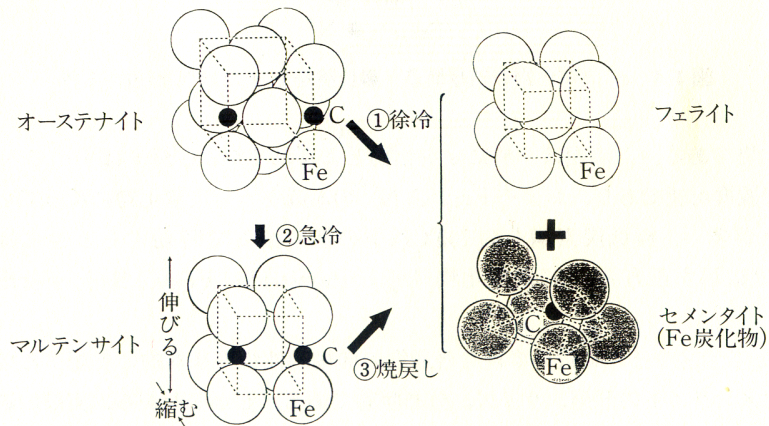
炭素を過飽和に  
固溶した $\alpha$   
=マルテンサイト $\alpha'$

$\gamma \rightarrow \alpha'$  変態では  
体積が膨張する

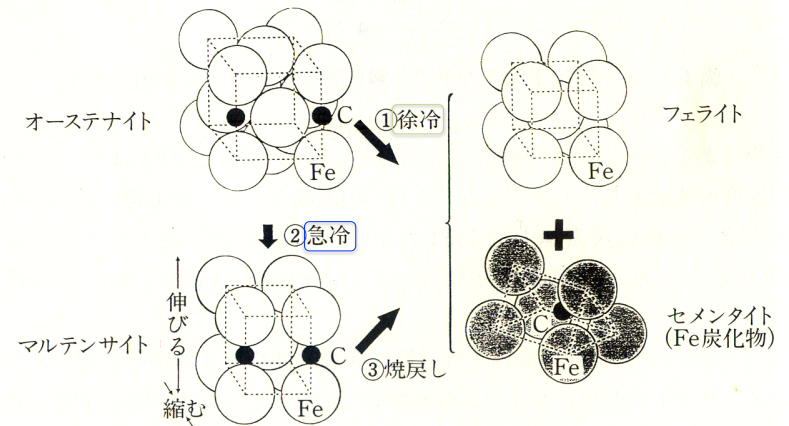
過冷却:  
冷却速度に応じて  
パーライト変態がA1線  
以下で生じること

共析炭素鋼の熱膨張曲線に及ぼす冷却速度の影響

マルテンサイト: 炭素を過飽和に固溶したフェライトに類似した相



炭素を含むオーステナイトの分解によりフェライトとセメントライトが生成する過程



炭素を含むオーステナイトの分解によりフェライトとセメントライトが生成する過程

Cを含むオーステナイトの分解

徐冷: パーライト

空冷2: ソルバイト

空冷1: トルースタイト

本質的にパーライトと同じ  
(微細パーライト)

水冷: マルテンサイト



マルテンサイト化するための水冷処理のことを「焼入れ」という。

冷却速度: 水冷 > 空冷1 > 空冷2 > 徐冷

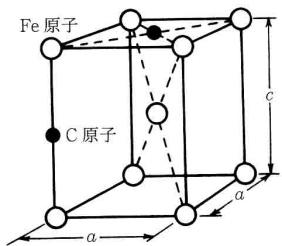


図 10.14 マルテンサイトの単位胞  
bct: 体心正方晶

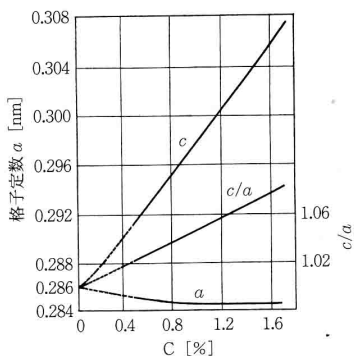
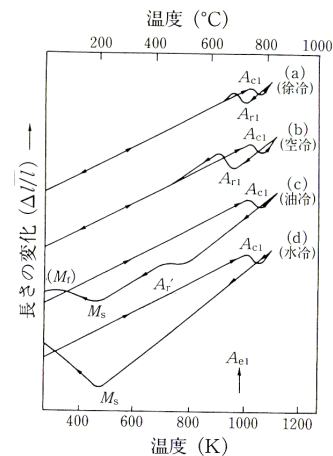


図 10.15 鋼の炭素量とマルテンサイトの格子定数

マルテンサイト中の炭素量の増加 → c軸方向の格子定数が伸長



炭素を過飽和に  
固溶したα

$\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態では  
体積が膨張する

パーライトが生成しない  
冷却速度の最小値

→ 臨界冷却速度

共析炭素鋼の熱膨張曲線に及ぼす冷却速度の影響

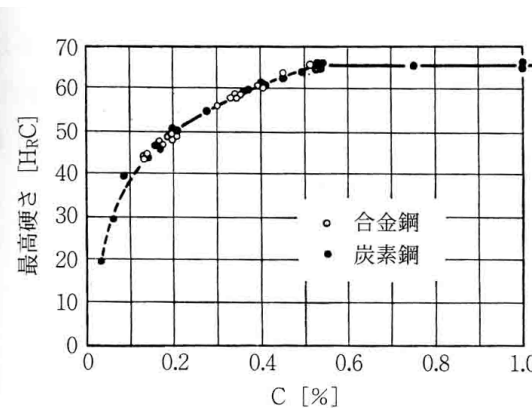


図 10.12 マルテンサイト中に固溶している  
炭素量と焼入最高硬さとの関係

マルテンサイト中のC量の固溶: 0.6%Cまでは固溶強化で硬くなる。

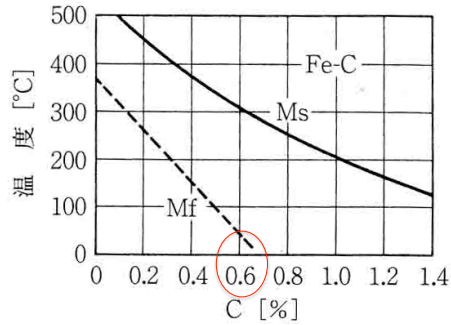



図 10.13 鋼の Ms 点, M<sub>f</sub> 点と C 量との関係

0.6% C 以上では, M<sub>f</sub> 点が室温以下になる。→0.6% C で硬さが飽和する原因

γ 全てがマルテンサイトになり得ない: 残留オーステナイトの生成

### マルテンサイト変態(まとめ)

- 格子(無拡散)変態である(C原子の拡散が変態に関係しない)
- Cを過飽和に固溶している 転位や双晶を含む
- 体心正方晶である
- 硬い(HRC=65) 
- 体積膨張を伴う
- 組織上2つに大別される
  - ラス(転位)マルテンサイト: 低炭素マルテンサイト(<0.6% C)
  - 針状(双晶)マルテンサイト: 高炭素マルテンサイト(>1.0% C)

残留オーステナイトは, 経年寸法変化の原因となるので実用上嫌われる(経年変形)



残留オーステナイトをマルテンサイトをマルテンサイトにすることもできる。

### 深冷(サブゼロ)処理 p.143

焼入れ後の炭素鋼をM<sub>f</sub>点以下の温度まで冷却する

ドライアイス(-78°C), 液体窒素(-196°C)に浸漬する