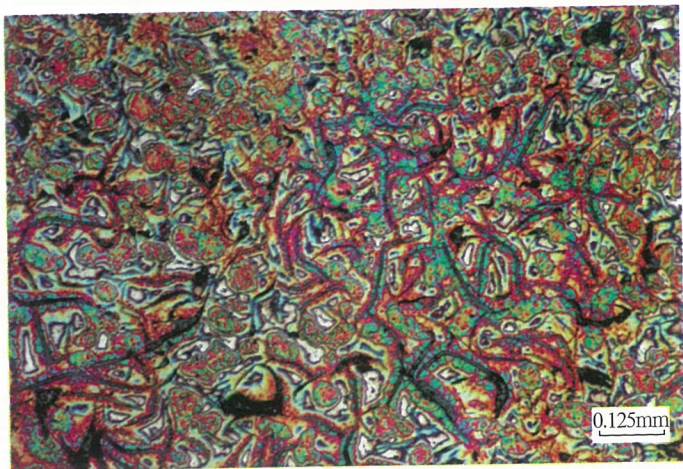


a)



b)

图 2-33 共晶团的内部结构

a) 致密程度差 b) 致密程度好

熔液中生成。由于分枝不很发达，故石墨分布较为均匀。A型片状石墨是非正常共晶反应条件下形成的，石墨片超前生长几乎像初生相<sup>[53]</sup>。

D型石墨又称过冷石墨，大的过冷造成强烈的石墨分枝是生成这种石墨的主要原因。石墨分散度大，比A型石墨更细更短。尺寸在20 $\mu\text{m}$ 以下，大部分在2~4 $\mu\text{m}$ 范围内。在奥氏体枝晶间呈无方向性分布。石墨端部曲率半径小，近似尖形。根据共晶系的分类，D型过冷石墨是在石墨与奥氏体高度共生的正常共晶条件下形成的。石墨与奥氏体以相同的生长速度同时伸入液体，从而限制了它的长大。石墨呈极度弯曲的短片，低倍率下观察几乎是小点状。

根据D型石墨的生长机制，凡是增加过冷度使石墨加剧分枝的因素均有利于A型石墨向D型石墨的转变。例如：激冷铸型灰铸铁、连铸制品、低硫 ( $w(\text{S}) < 0.01\%$ ) 铸铁件、真空熔炼、高温过热都容易生成D型石墨<sup>[17, 30]</sup>。

生产上制取D型石墨常用的方法是向高碳当量的铁液中加Ti。铸铁的钛含量依碳当量变化而变化，碳当量偏低时，Ti量可少，碳当量增高时Ti量随之增高。例如：CE=4.0%时，对应

加入  $w(\text{Ti})=0.10\% \sim 0.15\%$ ；CE=4.3%时， $w(\text{Ti})=0.15\% \sim 0.20\%$ ；当CE=4.7%时， $w(\text{Ti})=0.20\% \sim 0.25\%$ 。文献[54]指出，为使过共晶铸铁用金属型铸造得到D型石墨，铸铁的含Ti量是重要条件。在CE=4.5%时  $w(\text{Ti})=0.085\%$ ；CE=4.44%时， $w(\text{Ti})=0.075\%$  则可得最优的强度。为获得所需的显微组织，以及抗拉强度与良好的切削性能的最佳结合，钛的质量分数不宜超过0.1%<sup>[55]</sup>。

钛降低铁液的共晶温度，提高自身的过冷倾向<sup>[56]</sup>，促使石墨大量分枝。众多的短小、弯曲D型石墨缩短了碳的扩散距离，使石墨附近的奥氏体在铸件冷却过程转化成铁素体（见图2-34），导致力学性能降低。但是由于：①奥氏体枝晶多。②D型石墨短小，对基体的割裂作用小。③D型石墨共晶团有良好的团球状外形（见图2-35）等原因，与相同基体的铸铁相比，D型石墨铸铁往往具有较高的强度。

E型石墨是一种比A型石墨短小的片状石墨。与D型石墨一样均位于枝晶间，统称为枝

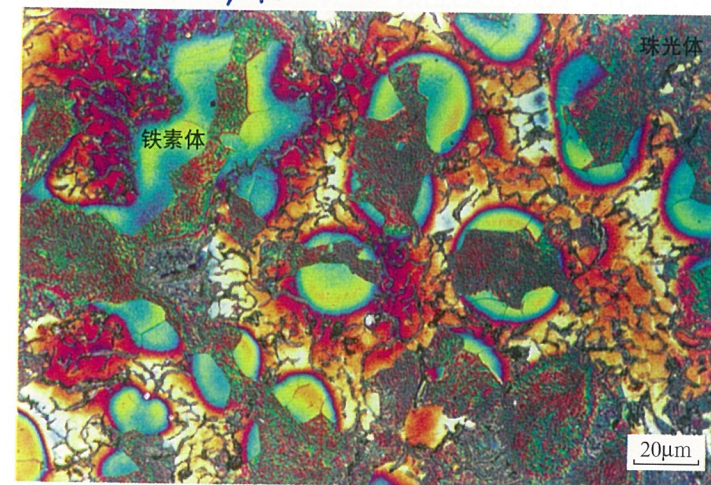


图 2-34 D型石墨附近组织的铁素体化（橙黄色为分解后的铁素体）

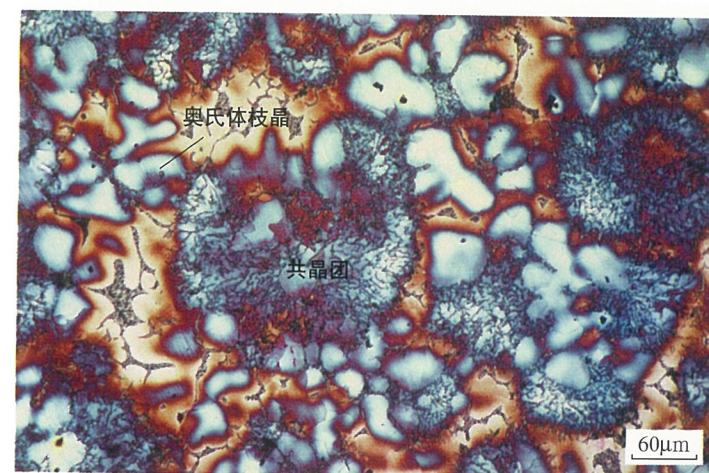


图 2-35 D型石墨的共晶团