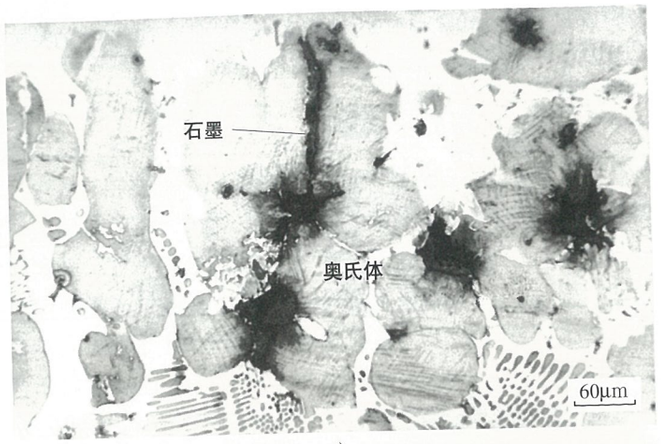
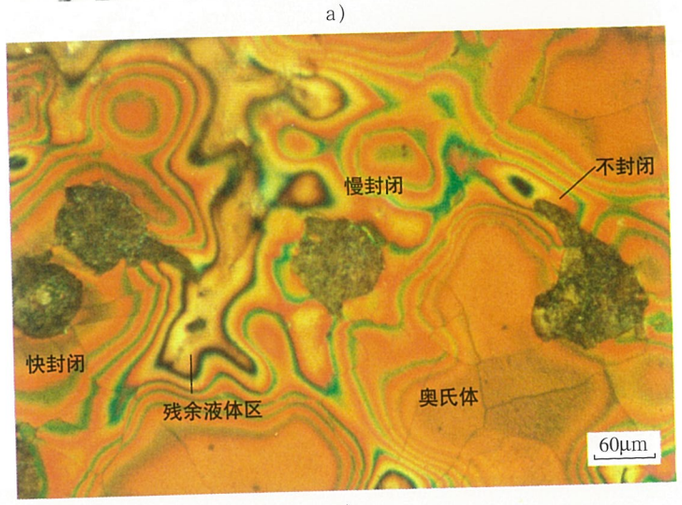


a)



b)

图 3-41　不封闭奥氏体外壳促使石墨畸变

a）Ni-P 定迹法　b）热碱蚀显

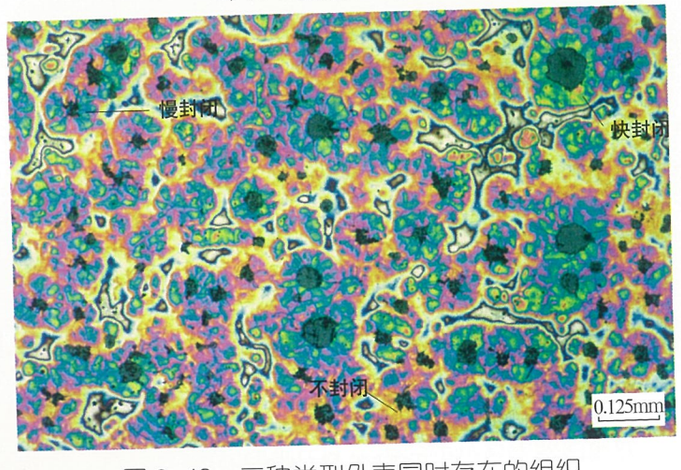


图 3-42　三种类型外壳同时存在的组织

体壳圆整。形状不好的石墨球外围，奥氏体松散且不圆整，呈慢封闭或不封闭型。

影响奥氏体外壳封闭快慢的关键是奥氏体成核数与生长速度。如果球墨四周的奥氏体核心多且生长快，则容易快速包围，形成封闭外壳。冷却速度是影响奥氏体壳形成的重要工艺因素。缓慢冷却时，石墨周围碳的逸减量很小，奥氏体成核与生长困难，使奥氏体壳迟迟难以形成。大的冷却速度可加速奥氏体壳的形成。

熔液中的杂质元素尤其是低熔点元素（如Al、Sn、Sb、Pb、Bi）明显延缓奥氏体壳的封闭。此外，正偏析元素常富集于最后凝固的液体通道，降低熔点延长凝固时间，使壳难于封闭。过量的 Ce、Ca、Sr 元素也具有类似的作用。

3.5　球墨铸铁共晶末期最后凝固 *LTF* 区铁液的结晶

共晶结晶末期，包围球墨的奥氏体壳逐渐长大，共晶晶粒间的熔液逐渐缩小，剩余的铁液形成最后凝固（*LTF*）区，如图 3-43。球墨铸铁与灰铸铁在 *LTF* 区有着相同的成分特点（正偏析元素集中）与结晶条件，但是，球墨铸铁 *LTF* 区的形态特征更明显、面积分布更集中，生成的凝固组织对性能的影响也更大。

3.5.1　晶间碳化物

球墨铸铁比灰铸铁更容易生成碳化物[96]，这是因为：①球状石墨的表面／体积比最小，从而减缓石墨析出时 C 原子的沉积速度。②球化元素 Mg 强烈促使白口。③铁液含 S 低，孕育衰退倾向大，所以 *LTF* 区易生成晶间碳化物（以 Fe_3C 居多）。此外，*LTF* 中含有比较高的Cr、Mo、V、Mn、Ti正偏析元素，易与那里的碳结合成各种碳化物，如图3-44。如果铁液成分含这些元素多，则形成碳化物的数量也多，得到球墨铸铁的麻口组织，如图3-45所示。

3.5.2　畸形石墨

当*LTF*区的铁液含有过量的低熔点金属（如Pb、As、Sn、Sb、Bi）时，容易生成水草状、片状乃至针状石墨[97]，见图 3-46a、图 3-46b 所示。如果 Ce、Ca、Sr 量过多，则促使在 *LTF* 区附近生成碎块状石墨，见图 3-46c。

3.5.3　夹杂物

在*LTF*区常聚集一些宏观与微观夹杂。有些微观夹杂容易识别，用一般光学金相（经彩色蚀显后）即可发现。对于另些微观夹杂则只有经电化学（电解液为含CrO_3的冰醋酸溶液）刻蚀并用扫描电镜方可观察到[98]。这些夹杂直径为 1 ~ 3μm，多以MgO或Mg与Si的化合物形式存在，分布在 *LTF* 区，即共晶晶粒界面。Shiao 揭示出，将 $w(Si)=2.0\%$ 提高到 $w(Si)=3.9\%$，共晶晶粒间的区域增大，夹杂物增多。并发现，受力时裂纹易沿此处的夹杂物扩展，使韧性下降。

3.5.4　奥氏体及其转化组织

由于在 *LTF* 区 Si 贫化及 Mn、Mo、Cr 富集，使此区域的奥氏体变得更稳定。共析转化时，易在共晶晶粒周界形成珠光体，如图 3-47 所示。等温淬火时，*LTF* 区的奥氏体不易彻底转化，部分被保留为残余奥氏体或转化成马氏体，形成降低韧性的“白区”组织，见图 3-48 所示。

3.5.5　缩松

当*LTF*区中的液体凝固，收缩的体积得不到完全补充时，留下的空洞形成宏观及微观缩松，见图3-49。碳当量相同的球墨铸铁比灰铸铁更容易生成这种晶间空洞，因为：①球墨铸铁呈糊状凝固，外壳强度差，抵挡不住共晶凝固形成的膨胀压力，铸件向外扩大而不是向内