



第三章 二元合金的相结构与结晶

3-1 在正温度梯度下，为什么纯金属凝固时不能呈树枝状生长，而固溶体合金却能呈树枝状成长？

答：

原因：

在纯金属的凝固过程中，在正温度梯度下，固液界面呈平面状生长；当温度梯度为负时，则固液界面呈树枝状生长。

固溶体合金在正温度梯度下凝固时，固液界面能呈树枝状生长的原因是固溶体合金在凝固时，由于异分结晶现象，溶质组元必然会重新分布，导致在固液界面前沿形成溶质的浓度梯度，造成固液界面前沿一定范围内的液相其实际温度低于平衡结晶温度，出现了一个由于成分差别引起的过冷区域。所以，对于固溶体合金，结晶除了受固液界面温度梯度影响，更主要受成分过冷的影响，从而使固溶体合金在正温度梯度下也能按树枝状生长。

3-2 何谓合金平衡相图，相图能给出任一条件下合金的显微组织吗？

答：

合金平衡相图是指在平衡条件下合金系中合金的状态与温度、成分间关系的图解，又称为状态图或平衡图。由上述定义可以看出相图并不能给出任一条件下合金的显微组织，相图只能反映平衡条件下相的平衡。

3-3 有两个形状、尺寸均相同的 Cu-Ni 合金铸件，其中一个铸件的 $W_{Ni}=90\%$ ，另一个铸件的 $W_{Ni}=50\%$ ，铸后自然冷却。问凝固后哪一个铸件的偏析严重？为什么？找出消除偏析的措施。

答：

$W_{Ni}=50\%$ 铸件凝固后偏析严重。解答此题需找到 Cu-Ni 合金的二元相图。

原因：固溶体合金结晶属于异分结晶，即所结晶出的固相化学成分与母相并不相同。由 Cu-Ni 合金相图可以看出 $W_{Ni}=50\%$ 铸件的固相线和液相线之间的距离大于 $W_{Ni}=90\%$ 铸件，也就是说 $W_{Ni}=50\%$ 铸件溶质 Ni 的 k_0 （溶质平衡分配系数）高，而且在相图中可以发现 Cu-Ni 合金铸件 Ni 的 k_0 是大于 1，所以 k_0 越大，则代表先结晶出的固相成分与液相成分的差值越大，也就是偏析越严重。

消除措施：

可以采用均匀化退火的方法，将铸件加热至低于固相线 $100-200^{\circ}\text{C}$ 的温度，进行长时间保温，使偏析元素充分扩散，可达到成分均匀化的目的。

3-4 何谓成分过冷？成分过冷对固溶体结晶时晶体长大方式和铸锭组织有何影响？

答：

成分过冷：固溶体合金在结晶时，由于选分结晶现象，溶质组元必然会重新分布，导致在固液界面前沿形成溶质的浓度梯度，造成固液界面前沿一定范围内的液相其实际温度低于平衡结晶温度，出现了一个由于成分差别引起的过冷区域。过冷度为平衡结晶温度与实际温度之差，这个过冷度是由成分变化引起的，所以称之为成分过冷。



成分过冷对固溶体结晶时晶体长大方式和铸锭组织的影响：

在固液界面前沿无成分过冷区域时，晶体以平面长大方式生长，长大速度完全受散热条件控制，最后形成平面状的晶粒组织；

在过冷区域比较小时，固液界面上的偶然突出部分，可伸入过冷区长大，突出部分约为 0.1-1mm，晶体生长是稳定的凹凸不平界面以恒速向液体中推进。这种凹凸不平的界面通常称之为胞状界面，具有胞状界面的晶粒组织称为胞状组织，因为它的显微形态很像蜂窝，所以又称为蜂窝组织，它的横截面典型形态呈规则的六变形；在过冷区域较大时，则固溶体合金的结晶条件与纯金属在负温度梯度下的结晶条件相似，在固液界面上的突出部分可以向液相中突出相当大的距离，在纵向生长的同时，又从其侧面产生突出分枝，最终发展成树枝晶组织。

3-5 共晶点和共晶线有什么关系？共晶组织一般是什么形态？如何形成的？

答：

共晶点和共晶线的关系：

共晶转变：在一定温度下，由一定成分的液相同时结晶出成分一定的两个固相的转变过程，称为共晶转变或共晶反应。在二元合金中，由相率可知，二元三相平衡时，其自由度为零，即在共晶转变时必然存在一个三相共晶平衡转变水平线，把这条水平相平衡线称作共晶线。把共晶线上对应发生共晶反应的液相合金成分点称为共晶点。

共晶组织的一般形态：

共晶组织的形态很多，按其中两相的分布形态，可以分为层片状、针片状、棒条状、树枝状、球状、螺旋状等。通常，金属-金属型的两相共晶组织大多为层片状或棒条状，金属-非金属性的两相共晶组织表现为针片状树枝状。

共晶组织的形成过程：

和纯金属及固溶体合金的结晶过程一样，共晶转变同样要经过形核和长大的过程。在形核时，生成相中的两相必然一个在先，一个在后，首先形核的相称为领先相。如果领先相是溶质含量比较少的相，则多余的溶质必然要从先结晶的晶体中排出，造成固液界面前沿液相中溶质富集，为另一相的形核创造条件。而另一相在形核长大时必然要排出多余的溶剂原子向固液界面富集，在固液界面前沿形成溶质的贫瘠区，给领先相的形核又创造条件，于是两生成相就这样彼此交替的形核长大，最终形成共晶组织。反之亦然。

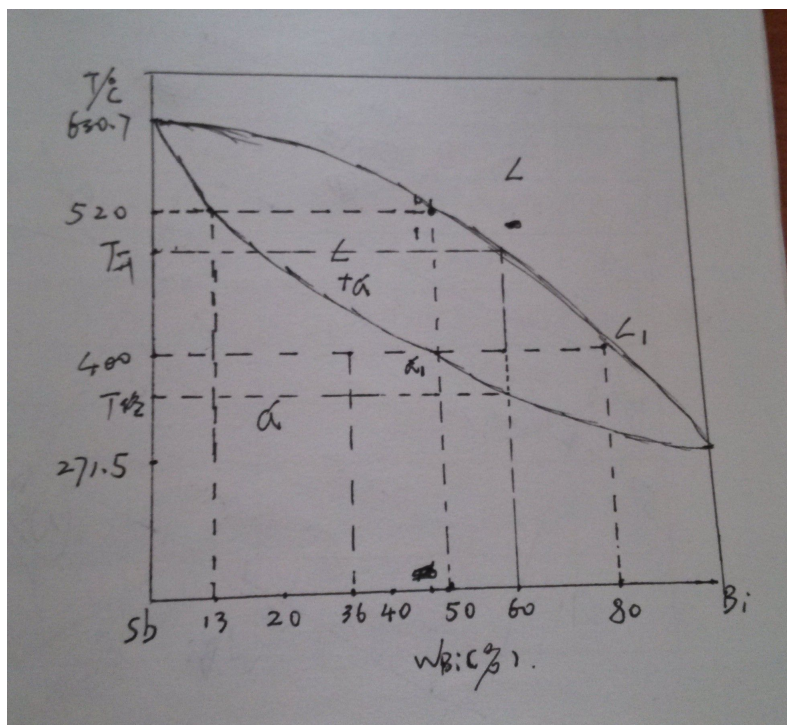
3-6 铋（熔点为 271.5℃）和锑（熔点为 630.7℃）在液态和固态时均能彼此无限互溶， $W_{Bi}=50\%$ 的合金在 520℃时开始凝固出成分为 $W_{Sb}=87\%$ 的固相。 $W_{Bi}=80\%$ 的合金在 520℃时开始凝固出成分为 $W_{Sb}=64\%$ 的固相。根据上述条件，要求：

1) 绘出 Bi-Sb 相图，并标出各线和各相区的美称。

2) 从相图上确定 $W_{Sb}=40\%$ 合金的开始结晶温度和结晶终了温度，并求出它在 400℃时的平衡相成分及其含量。

答：

1) 相图和相区



2) $T_{\text{开}}$ 与 $T_{\text{终}}$ 在相图中已标出, $W_{\text{Sb}}=40\%$ 合金在 400°C 时的平衡相成分及其含量可根据相图和杠杆定律计算得出:

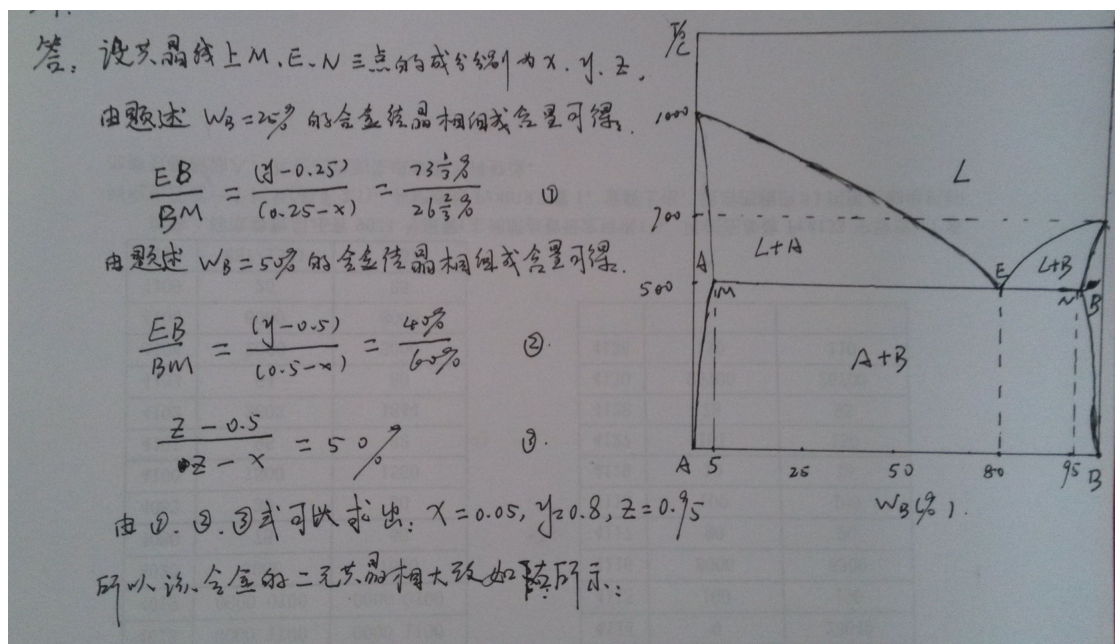
根据相图可以看出: 在 400°C 相平衡时, L_1 相为 $W_{\text{Bi}}=80\%$ 的液相 Bi-Sb 合金, α 相为 $W_{\text{Bi}}=50\%$ 的固相相 Bi-Sb 合金。

根据杠杆定律: L_1 相的含量 = $\{(0.6-0.5) / (0.8-0.5)\} \times 100\% \approx 33.3\%$

α 相的含量 = $1-33.3\% \approx 66.7\%$

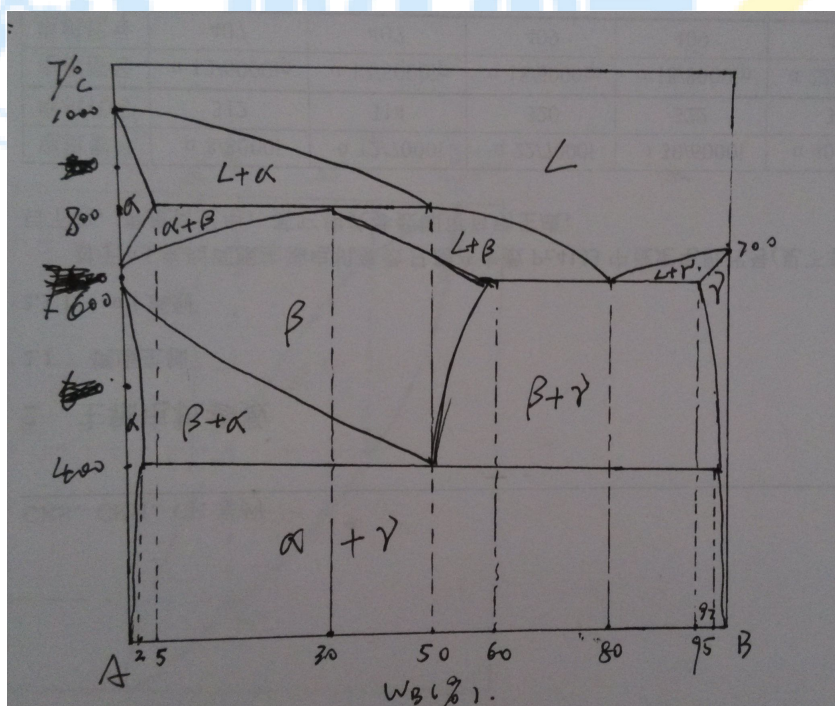
3-7 根据下列试验数据绘出概略的二元共晶相图: 组员 A 的熔点为 1000°C , 组员 B 的熔点为 700°C , $W_{\text{B}}=25\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕, 并由 220/3% 的先共晶 α 相与 80/3% 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体所组成; $W_{\text{B}}=50\%$ 的合金在 500°C 结晶完毕, 并由 40% 的先共晶 α 相与 60% 的 $(\alpha + \beta)$ 共晶体所组成, 而此合金中 α 相的总量为 50%。

答:



3-8 组员 A 的熔点为 1000°C ，组员 B 的熔点为 700°C ，在 800°C 存在包晶反应： α ($W_B=5\%$) + L ($W_B=50\%$) \rightleftharpoons β ($W_B=30\%$)；在 600°C 存在共晶反应： L ($W_B=80\%$) \rightleftharpoons β ($W_B=60\%$) + γ ($W_B=95\%$)；在 400°C 存在共析反应： β ($W_B=50\%$) \rightleftharpoons α ($W_B=2\%$) + γ ($W_B=97\%$)。根据这些数据画出相图。

答：



3-9 在 C-D 二元系中，D 组员比 C 组员有较高的熔点，C 在 D 中的没有固溶度。该合金系存在下述恒温反应：

1) L ($W_D=30\%$) + D \rightleftharpoons β ($W_D=40\%$), 700°C

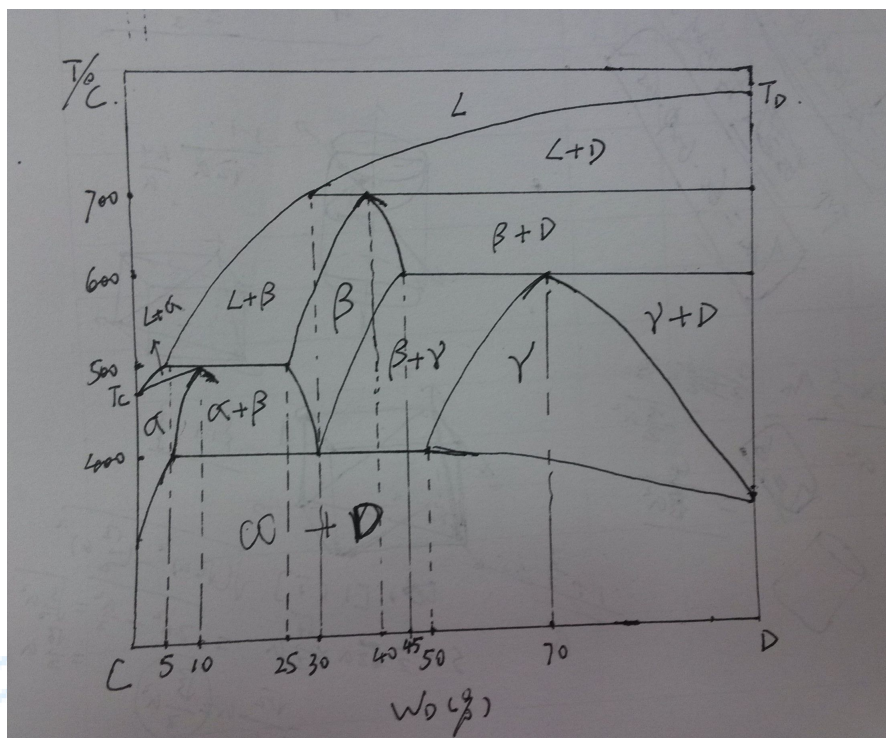
2) L ($W_D=5\%$) + β ($W_D=25\%$) \rightleftharpoons α ($W_D=10\%$), 500°C

3) β ($W_D=45\%$) + $D \rightleftharpoons \gamma$ ($W_D=70\%$), 600°C

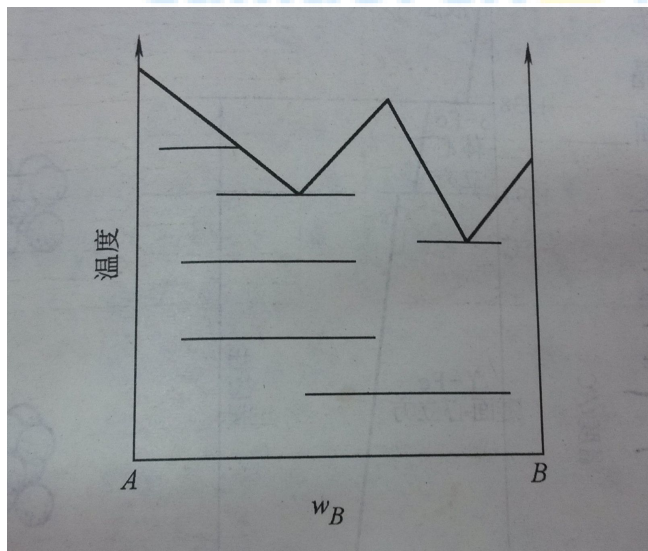
4) β ($W_D=30\%$) $\rightleftharpoons \alpha$ ($W_D=5\%$) + γ ($W_D=50\%$), 400°C

根据以上数据，绘出概略的二元相图。

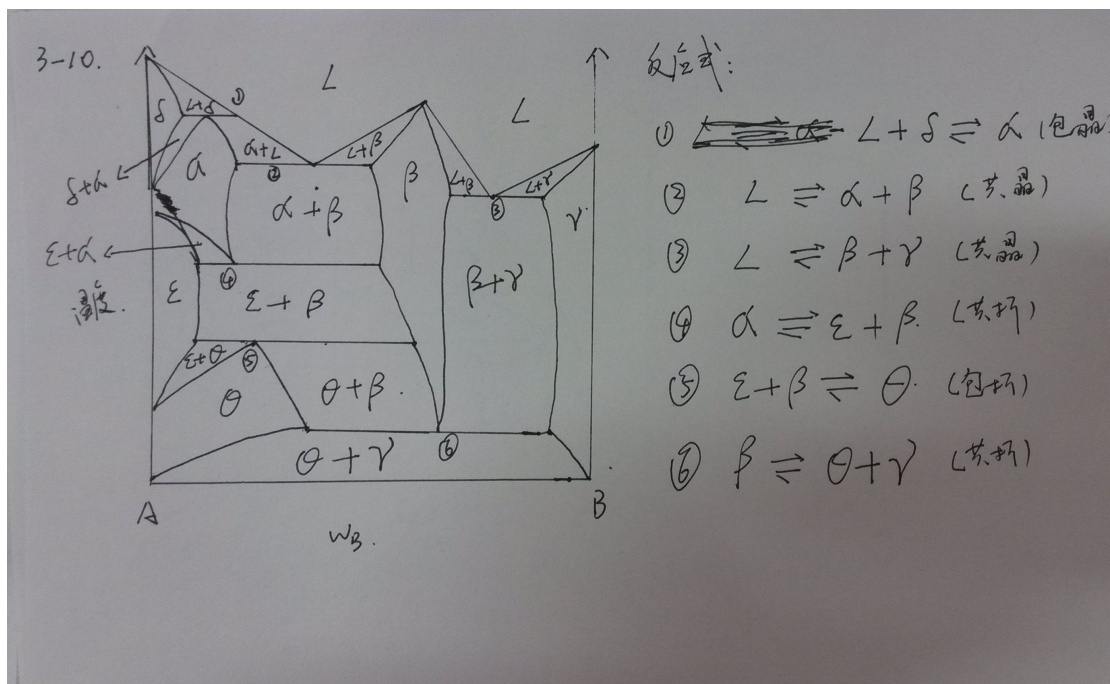
答：



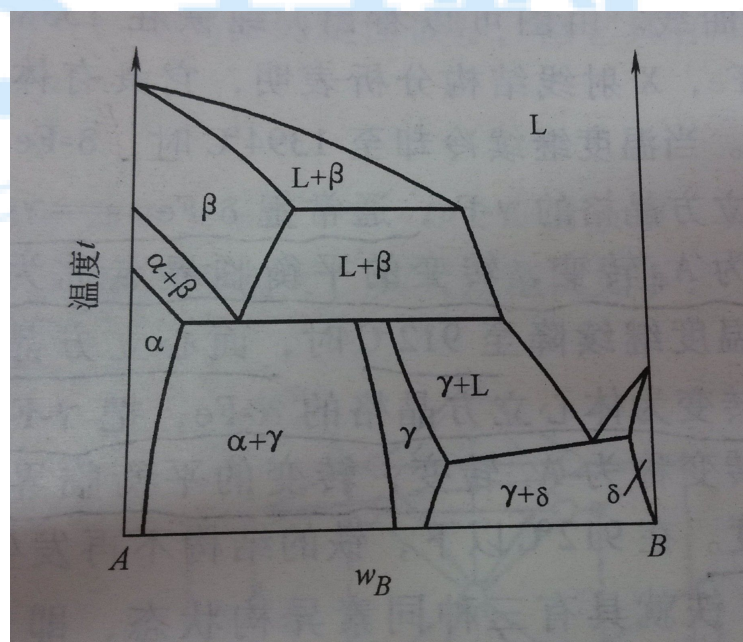
3-10 由试验获得 A-B 二元系的液相线和各等温反映的成分范围，如脱所示，在不违背相率的条件下，试将此相图绘完，并填写其中各相区的相名称(自己假设名称)，并写出各等温反应式。



答:



3-11 试指出图 3-72 中的错误指出，说明原因，并加以改正。



答:

错误之处及原因:

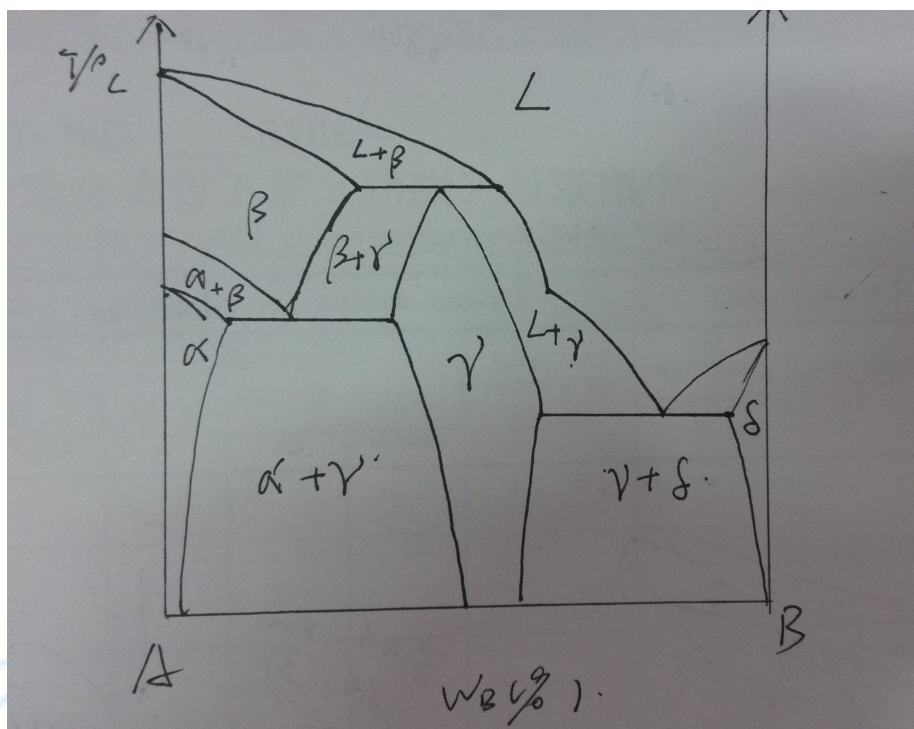
- 1) $L + \beta$ 与 $L + \beta$ 两个两相区之间应该有一条三相共存水平线。
- 2) L 、 γ 、 δ 的三相平衡线应该是一条温度恒定的水平线，而不是斜线。

原因:

- 1) 根据相接触法则，在二元相图中相邻相区的相数相差一个（点接触情况除外），即两个单相区之间必定有一个由着两相所组成的两相区，两个两相区之间必须以单相区或三相共存水平线隔开。

- 2) 当压力恒定是, 根据相率 $F=C-P+1$ 可知二元三相平衡是, F 为零, 即独立可变因素的数目为零, 也就是二元三相平衡转变必定是在温度恒定的情况下进行, 而且三相的成分也是固定的。

正确的相图:



3-12 假定需要用 $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 合金和 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 合金制造尺寸、形状相同的铸件, 参照 Cu-Zn 合金和 Cu-Sn 合金的二元相图 (如图), 回答下述问题:

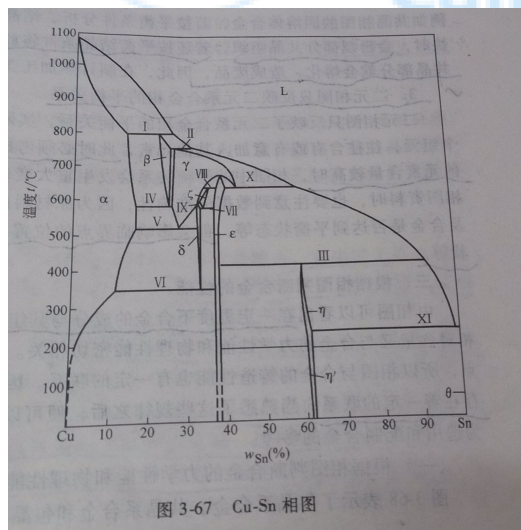


图 3-67 Cu-Sn 相图

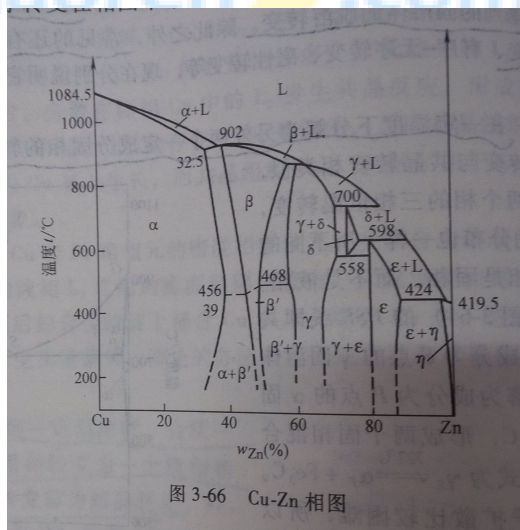


图 3-66 Cu-Zn 相图

- 1) 那种合金的流动性好?
- 2) 那种合金形成缩松的倾向大?
- 3) 那种合金的热裂倾向大?
- 4) 那种合金的偏析倾向大?

答:

- 1) $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 的流动性要好。



因为固溶体合金的流动性与合金相图中液相线和固相线的水平距离和垂直距离有关，即与结晶的成分间隔和温度间隔有关。成分间隔越大，固液界面越容易产生较宽的成分过冷区域，造成固液界面前沿的液体树枝状形核，形成较宽的固液两相混合区，这些树枝晶体阻碍了金属液的流动；当温度间隔大时，则会给树枝晶的长大提供更多的时间，使枝晶发达彼此交错，进一步降低了金属液的流动性。

所以，由相图可以明显看出 $W_{Zn}=30\%$ 的 Cu-Zn 的成分间隔和温度间隔要小，流动性要好。

2) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 形成缩松的倾向大。

因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的结晶成分间隔和温度间隔大，结晶时树枝晶发达，金属液被枝晶分割严重，这些被分隔开的枝晶间的液体，在继续凝固时得不到液体的补充，容易形成分散缩孔（缩松）。

3) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 热裂倾向大。

因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的结晶成分间隔和温度间隔大，使固溶体合金晶粒间存在一定量液相的状态保持较长时间，此时的合金强度很低，在已结晶固相不均匀收缩应力的作用下，有可能引起铸件内部裂纹（热裂）。

4) $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 偏析倾向大

因为 $W_{Sn}=10\%$ 的 Cu-Sn 的成分间隔和温度间隔大，使溶质平衡分配系数 K_0 越小，且由相图可见 K_0 是小于 1 的，所以 K_0 越小，则先结晶出的固相与母相的成分偏差越大，即偏析倾向越大，而且温度间隔大也就是结晶的温度范围较宽时，给树枝晶的长大提供了更多的时间，进一步增大了偏析的倾向。

