

北京航空航天大学



1系材料学院（金属学方向）

2-2



红果研教育微信公众号

复试1对1&1对3 辅导内容

总课时(50min/课时)	标准 辅导	高端 辅导	至尊 辅导
	10课时	20课时	30课时
复试英语听力 (1课时)	✓	✓	✓
复试英语面试 (口语翻译) (1课时)	✓	✓	✓
复试笔试专业课 (重难点勾画) (3课时)	✓	✓	✓
复试笔试专业课 (重难点讲解/复试真题) (10课时)	✗	✓	✓
复试笔试专业课 (考前突击) (10课时)	✗	✗	✓
复试面试辅导 (技巧、礼仪、内容) (2课时)	✓	✓	✓
导师的选择 (1课时)	✓	✓	✓
其他信息咨询、答疑 (2课时)	✓	✓	✓

注：1对1&1对3 教员根据学生基础情况，制定课表授课内容计划

说明：

1. 关于课时分配：上表中总课时数不变，具体课时量的分配学员可以与教员进行协商，教员根据学生的个人情况以及复试学科特点决定具体的课时分配
2. 关于复试真题精讲：部分学校或部分专业不公布复试真题，若不公布，辅导教员按照复试笔试专业课章节进行重难点讲解。
3. 对于复试只有面试的部分学校或者专业，辅导课时的安排均按照面试内容安排。
4. 关于辅导方式：辅导方式为网络在线辅导+面授辅导结合，建议距离目标院校较远的考生或者目标院校不方便接受面授辅导的考生选择网络辅导。

服务申明：

1. 考研是公平，透明的，不存在考前划题，透题！请“投机取巧”的考生慎重选择。
2. 教育部规定，高校内部任何部门和工作人员不得举办或参与举办考研辅导活动。“我们的教员是目标院校的对口专业研究生，具有亲身考研成功经验”。
3. 我们的教员学长学姐对专业课重点、难点、出题规律有着深刻的把握，会帮助考生在复习过程中，更有重点的复习，少走弯路，全面冲刺高分。
4. 考研高端辅导班每20名考生编为一个辅导班，邀请VIP考研交流QQ群，全部为实名制，群内有班主任，全程引导监督复习辅导情况，考生之间也可以全程交流。



辅导班咨询微信

目录

第五部分 历年复试面试问题（回忆）及参考答案	1
第六部分 历年复试笔试真题（模拟题）及参考答案	23
北航材料学院 2018 年复试笔试真题及答案（金属学方向）	23
北航材料学院 2017 年复试笔试真题及答案（金属学方向）	27
北航材料学院 2016 年复试笔试真题及答案（金属学方向）	30
北航材料学院 2015 年复试笔试真题及答案（金属学方向）	35
模拟题 1	39
模拟题 2	43
第七部分 期末试题及答案	47
第八部分 重点习题集及答案	53
第九部分 材料科学基础核心考点梳理	58
第 1 章 晶体学基础、金属及合金相结构、固体金属原子扩散	58
1.1 复试笔试题睛	58
1.2 复试笔试重难点知识点	58
1.3 重要题型演练	67
第 2 章 纯金属的凝固、二元合金、三元合金相图及凝固	69
2.1 复试笔试题睛	69
2.2 复试笔试重难点知识点	69
2.3 重要题型演练	78
第 3 章 位错基本理论、界面	81
3.1 复试笔试题睛	81
3.2 复试笔试重难点知识点	81
3.3 重要题型演练	90
第 4 章 金属的塑性变形	92
4.1 复试笔试题睛	92
4.2 复试笔试重难点知识点	92

北京航空航天大学
2019 年考研专业课复试辅导资料
仅供考研 VIP 群内部交流学习使用（非卖品）

4.3 重要题型演练.....	97
第 5 章 变形金属的回复与再结晶.....	98
5.1 复试笔试题睛.....	98
5.2 复试笔试重难点知识点.....	98
5.3 重要题型演练.....	102
第 6 章 铝合金的热处理.....	105

第五部分 历年复试面试问题（回忆）及参考答案

2013 年面试问题汇总

2013 级研究生（学硕高分子方向）

问题 1：请问你总分多少分？专业课多少分？报考专业和研究方向是什么？

回答：382 分，专业课考了 134 分，高分子方向，本科是燕山大学。

问题 2：有专业课笔试吗？英语复试是怎么考的呢？如有有笔试，笔试专业课的参考教材是哪一本？

回答：专业课有笔试。英语复试以英译汉的形式考察。专业课复试内容在考纲中列出。

问题 3：您是什么时候开始准备复试的呢？初试考完就开始准备呢？

回答：复试内容和初试内容相差不大，不必很早准备，过段时间准备即可。如果初试成绩一般的，建议尽早准备，可以先复习一下专业英语，为了能在复试中多拿一些分数。当然复试之后决定奖学金制度，为了拿更多的奖学金，有时间早点开始复习总是好的。

问题 4：学校什么时间通知复试的呢？

回答：时间较早，成绩出来后，会划定校线，在过了校线之后，会在网上和短信通知复试资格和具体复试时间。

问题 5：自我介绍用英语还是中文呢？有什么经验和建议吗？

回答：根据不同的复试分组有不同的要求，建议中英文都准备，简单大方即可。

问题 6：专业课笔试如何选择呢？笔试课程如何准备？

回答：专业课内容无法选择，所有金属方向考一套题。笔试以初试重点内容即可。

问题 7：面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？或者你同学面试老师都提问了

什么问题？

回答：面试内容很杂，聊天为主，自己可以去引导老师去问自己擅长的问题。本科毕设内容准备一下，会问到。

问题 8：多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：大概 150 参加复试，录取 100 人左右。

问题 9：你知道有被刷下的同学吗？他们为什么被刷了。

回答：刷的同学主要是初试成绩不高的同学，和小部分复试表现不好的同学。

问题 10：简单介绍一下你们这届复试的整体情况吧？多少人参加复试，复试线如何？

回答：150 人参加复试，学术和专业型硕士比例一比一，录取比例三分之一，学术专业各刷一部分，学术分数线 350，专业分数线 320。

问题 11：说一下自己的复试流程吧。

回答：上午参加笔试包括专业课和英语。下午参加面试。第二天下午宣布录取结果。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：导师要靠自己联系，最终的确定以导师签字条为准，之前的口头许诺都无效力。

问题 13：专业课基础方面，你觉得哪些需要做一些准备。比如哪些重要的课程需要看的。

回答：专业课的考察和初试内容基本一致，难度会小一点，正常准备即可，但是考察的内容比较广泛，且与面试的不同小组有关，建议范围广一点，深度不必深究。

2014 年面试问题汇总

2014 级研究生（材料专硕，金属学方向）

问题 1：请问你总分多少分？专业课多少分？报考专业和研究方向是什么？

回答：总分 374，专业课 128，材料专业金属方向。

问题 2：有专业课笔试吗？英语复试是怎么考的呢？

回答：笔试材料科学基础，看的专业英语那本书。

问题 3：您是什么时候开始准备复试的呢？初试考完就开始准备呢？

回答：分数出来后，分数出来前没有心情准备复试，不过要是能学进去当然早点开始比较好，我有认识北航的学长，所以一直交流着复试的流程和注意事项。

问题 4：学校什么时间通知复试的呢？

回答：三月份下旬的样子

问题 5：自我介绍用英语还是中文呢？有什么经验和建议吗？

回答：我们当时让用的中文，但是其他专业可能用的英文，最好提前准备一份英文的自我介绍，熟练记住，主要讲下自己的姓名，专业，学过哪些主要课程等等。要是本科学校比较好还可以介绍下自己来自那个学校，或者六级成绩等等，当然如果六级很低，或者本科学校不好，就不要自己主动提了，毕竟大家要挑自己的优势进行介绍，因人而异。

自我介绍中注意事项：老师后面会根据你的专业问你问题，老师经常会问你学过哪些课程，一定要挑自己学的比较好的讲，因为老师会根据你学的课程来提问该课程的问题。如果你本科是 985 或者比较好的 211 学校可以在自我介绍中说一下或许可以增加小小的优势，如果本科学校不太好，个人建议就尽量不要主动去提本科学校。另外很多同学会想问，北航对本科出身有没有偏见，其实相对其他高校来说北航还算比较公平的，只要面试表现的好，不会歧视出身，周围也有很多二本院校学生考上来的，有的是初试成绩高，也有初试成绩一般的，只要面试的时候好好表现就可以，不要担心太多。

面试过程中有英语考察，翻译随机放在桌子上的一小段英文，约 80 词左右，难度不一定。一般会让你先读一遍，然后翻译。根据 14,15 年的同学回忆主要抽到的关于下列几个方面：高分子的，弹性模量低，塑性好，可以做轮胎什么的；Ni 基合金，扫描电

镜，透射电镜；弹性模量，金属材料性质，弹性模量，力学性能介绍；各向异性，各向同性，织构；纤维；刀具，工具，加工；材料的概论……因为翻译的东西方向比较宽泛，还有很多不熟悉的单词，所以大家出来基本上只记得个别认识的主要单词及部分内容。建议大家温习一下本科学习的金属方向的专业英语的重要词汇。

问题 6：专业课笔试如何选择呢？笔试课程如何准备？

回答：材料金属方向就是考材料科学基础，所以不用选择，而且这门课程初试也考过，所以比较简单，基本上就是几十道大题轮换着出，不怎么难。主要是面试要好好准备，其他专业不太清楚。

问题 7：面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？

回答：

※这个是某一组第三个进去（即分较低的）的一个同学的提问

Q1: 热容定义是什么，单位是什么

热容：Q/T；单位：J/K

Q2: 一杯水和一壶水的热容一样吗（我当时有点紧张，说是一样的，然后就有了第三问..）

答案：热容不一样，摩尔热容一样

Q3: 热容和比热容一样吗

不一样，比热容是单位质量物质的热容量

Q4: 矫顽力的定义是什么,它的单位是什么？

矫顽力（coercive force）是指磁性材料在饱和磁化后，当外磁场退回到零时其磁感应强度 B 并不退到零，只有在原磁化场相反方向加上一定大小的磁场才能使磁感应强度退回到零，该磁场称为矫顽磁场，又称矫顽力。

单位：A/m

Q5: 硬磁材料和软磁材料有什么区别？

由于软磁材料的矫顽力小，技术磁化到饱和并去掉外磁场后，很容易退磁（失去磁性），而硬磁材料由于矫顽力，经技术磁化到饱和并去掉外磁场后，仍能长期保持很强的磁性，因此硬磁材料又称永磁材料或恒磁材料。

Q6: XRD 可以检测塑料吗？

塑料是非晶体，长程无序短程有序，XRD 检测只能看到一个馒头峰，无衍射峰。

Q7: 大学时做过哪些实验（我当时的回答涉及 XRD，于是老师又接着问了 XRD 的原理）

Q8: 四六级过了没？

Q9: 材料的哪几种物理性能？

（力学性能，光学性能.....）

Q10: 材料的力学性能指标有哪些？

（强度、硬度.....）

就想起来这么多了...这应该是大部分的了

※另一位分比较低的同学的回忆版

Q1: 马氏体的优点是什么？为什么用马氏体？

屈服强度高，高硬度，耐磨性好

Q2: 马氏体的分类？

主要分为板条马氏体，针状马氏体

Q3: 细化晶粒的好处是什么？

保持高强度的同时，提高塑韧性

Q4: 该组黑板上提前画好了 Fe-C 相图，懂不懂铁碳相图，讲一讲？

就大概说说在那个位置发生了什么转变，生成了什么……

Q5: 毕设做的是是什么，大概讲一讲毕设？

所以复试前要好好了解自己的毕设，以及做过的创新项目

Q6: 六级考了多少分？该同学六级考了 550，老师印象比较好，之后跟她聊了下家乡什么的。

※这是分处于中间的同学提问回忆版

由于该同学是材料物理方向的，所以她说她学过课程有固体物理，所以老师让她讲讲固体物理都讲了什么，她就讲了固体物理，由于她把固体物理讲的比较清楚，老师印象比较好，就没继续问。

※另一位分处于中间的同学回忆版

该同学本科是焊接方向的

Q1: 焊缝区主要分为哪几个区？

Q2: 影响焊缝质量的因素主要有哪些？

Q3: 焊缝缺陷主要有哪些？

Q4: 为什么考金属方向？

Q5: 你对材料学院的老师了解吗？

Q6: 提前找过哪个老师吗？（监于老师问了这个问题，所以个人建议复试前提前联系好老师，万一她在面试你的那组老师，应该会帮你说好话）

※分高的同学回忆版

由于复试要带本科成绩单，该同学是二战的，所以老师第一个问题问了

Q1: 是不是应届生？

Q2: 学了哪些专业课？

Q3: 有没有学过物理，化学？他回答学过无机化学

Q4: 讲一讲缓冲溶液？

由于分考的比较高，回答的比较好，老师就问了些

※分高的同学回忆版

Q1: 四把火是什么？

退火，正火，淬火，回火

Q2: 四把火的作用是什么？

都回答上来了，老师就没有继续问。

补充与总结：

据其他同学回忆被问到的问题还有关于以下几个方面：

固态相变（同素异构转变，共析转变，固溶体脱溶转变，有序转变，主要讲一下马氏体相变，贝氏体相变，）；

化学势，上坡扩散（浓度低的向浓度高的方向扩散），扩散系数 D ，创新项目做了什么；

什么是非晶（原子排列长程无序，短程有序）；

非晶的判别方法（XRD 为馒头峰，无尖锐的衍射峰，TEM 无衬度变化，DSC 有玻璃转变温度）；

非晶与晶体的区别（晶体原子排列长程有序，非晶原子排列长程无序短程有序）；

布拉格方程以及原理（ $2d\sin\theta=n\lambda$ ，其含义是：只有照射到相邻两晶面的光程差是 X 射线波长的 n 倍时才产生衍射，再讲一下原理），

还有做过哪些物理化学实验。

问题 8：多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：我是 14 级考的，当时大概是 130 人参加，最后录取了 100 人左右。

问题 9：你知道有被刷下的同学吗？他们为什么被刷了。

回答：刷掉的大部分是分数很低的，而且面试表现也没有很突出，如果老师一问三不知，分数又不高，基本上希望不大，所以不会的时候尽量跟老师讲下你比较懂得专业课上。

问题 10：简单介绍一下你们这届复试的整体情况吧？多少人参加复试，复试线如何？

回答：130 左右参加复试，当时专硕复试线 315 分，学硕 340 分，比以往低了一些，好像是因为我们这一年题目有点难，所以普遍分低一些。材料学院最难考的是高分子，刷的人比较多，无机非相对好考，刷的人少，金属处于中间情况。

问题 11：说一下自己的复试流程吧。

回答：一开始是笔试，俩小时考试，然后就是面试，面试是金属分为三个组，高分子两个组，无机非一个组，先面试学硕再面试专硕，面试顺序是按成绩从低到高面试，分数低的问的问题比较多，重点考察对象，表现的好才会要，分数比较高的一般问的问题相对较少，只要别一问三不知，表现的好一点，基本上问题不大。金属方向是进去后先中文自我介绍，然后抽取桌子上英语字条进行读出来然后翻译，然后老师提问。一般一个组差不多八个老师的样子。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：对于提前联系老师，提前跟师兄师姐打听哪些老师比较好，可以首先给老师发邮件，个人感觉最好找自己比较感兴趣的方向或者就业比较好的方向，如果老师几天后都没有回邮件，可以尝试给老师打电话，但是打电话前最好想好怎么介绍自己及专业知识，或者做过的创新项目（没有做过就不用说）等，老师有可能直接电话面试问你问题。还有有的老师可能让你提前来见一下他，主要看看你本人能力如何，有些同学会考

虑要不要给老师带见面礼，个人建议不用带贵重见面礼（老师不会要贵重的礼物的），真想带点东西的话，可以带点不怎么贵重的家乡特产也行，什么都不带也行，老师根本不看重这些。

另外对于提前联系好老师的同学，宣布复试结果后一定要尽快去找老师签字，如果去的晚，老师有可能以为你找了其他老师，然后就签了其他同学。总之不管你提前找没找好老师，宣布复试结果后都要尽快找老师签字。签了字才能确定老师要带你今后的科研了。

问题 13：专业课基础方面，你觉得哪些需要做一些准备。比如哪些重要的课程需要看的。

回答：像金属方向的话，热处理，材料学，材料科学基础，材料测试方法，物理化学，专业英语等这些都还是要知道的，面试老师还比较通情达理，一般会问你学过哪些课程，然后根据你学过的进行提问，所以自己学过的专业课要好好看看。

总结：北航材料学院的复试（金属方向）主要分为两个模块：

1、笔试部分：考试内容为材料科学基础，笔试部分相对来说比较简单，考的内容不难，基本上背一下就差不多，问题不大，但是也不能一点不重视，因为北航要求在总分达标的情况下，只要笔试和面试有一门不及格都不能被录取。无英语听力考试，英语通过面试时抽纸条翻译来考察，上面做了详细介绍。

2、面试部分：

面试顺序是先学术，后专硕。按照初试成绩从低往高面试，刚开始进去的都是分比较低的，为老师重点提问对象，问的问题比较多，后面分高点的就大概问问，所以分低的同学一定要好好准备，回答的不好很有可能就直接被刷掉，但是如果面试环节准备的好，就能打一个漂亮的翻身仗。

2014 级研究生（专硕高分子方向）

问题 1：请问你总分多少分？专业课多少分？报考专业和研究方向是什么？

回答：总分 342 专业课 110，材料专业高分子方向。

问题 2：有专业课笔试吗？英语复试是怎么考的呢？如有有笔试，笔试专业课的参考教材是哪一本？

回答：有专业课笔试

首先高分子复试流程里没有英语的具体笔试考试，只是在面试的时候会有关于专业课的几句英文文字，让你读一遍，并当场翻译成中文。所以这就需要你本学科的关于专业课的英语书看看，主要是认识其中的关于高分子的一些专业词汇，哪本书都行，只要是关于高分子的就行，内容都差不多。

再有就是高分子专业课的笔试为高分子化学与高分子物理的内容。高分子化学参考潘祖仁版，高分子物理为北航出版的过梅丽老师版本。

问题 3：您是什么时候开始准备复试的呢？初试考完就开始准备呢？

回答：在自己考研分数出来后，开始准备复试。不用在初试考完之后就马上准备复试。

问题 4：学校什么时间通知复试的呢？

回答：在出复试分数线之后的一个多月左右吧（这个问题记不太清了）

问题 5：自我介绍用英语还是中文呢？有什么经验和建议吗？

回答：中文介绍，但还是要准备一下英文介绍的，以防万一。

因为复试时间每个人都是基本一样的，所以自我介绍时间不适合过长，但还是要简单明了，比如你来自哪个学校，你本科获得过哪些奖项，关于奖项要挑学习跟科研的奖项为重点，如果没有，就说你参加过哪些关于科研的活动，纵使没获奖，也可以说收获。

问题 6：专业课笔试如何选择呢？笔试课程如何准备？

回答：笔试为高化与高物。按照初试大纲规定的内容来准备就好，内容基本不会超出大纲的内容，按照大纲逐一对应内容。

问题 7: 面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？或者你同学面试老师都提问了什么问题？

回答：1.你的毕设题目是什么?详细介绍

2.你印象最深的本科实验有哪些？详细介绍

3.一些聚合物的缩写（比如 PE, PP, PEEK, PI 等),或者给你缩写，问其中文名称。

问题 8: 多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：高分子 30 个左右吧，最后录取十几个吧，刷的比例大约为 1:1.5 吧，高分子刷人比较多些比金属。

问题 9: 你知道有被刷下的同学吗？他们为什么被刷了。

回答：有，因为录取为初试跟复试总分排名，所以一部分是由于初试分比较低，再有就是，复试表现太差，比如笔试分数太低，面试老师问问题不会，这些都可能是被刷的原因。

问题 10: 简单介绍一下你们这届复试的整体情况吧？多少人参加复试，复试线如何？

回答：复试分数线为 315，高分子录取大概有 30 多个吧，但复试完之后高分子总共刷了有十个吧。

问题 11: 说一下自己的复试流程吧。

回答：在复试之前，学校会要求你把的考研分数及要复试的科目发到一个邮箱里，选择你的复试科目，因为专硕在考试的时候是没有方向的，所以学校要统计复试的方向。高分子为高物与高化。在复试当天，学校会收取复试费及一些资料后，会告诉你你的考场及面试地方，一般是上午进行笔试，下午进行面试，高化与高物的笔试是在一张卷子上的，时间为一个多小时吧。下午面试，会在面试的地方有面试顺序名单，根据名单一个个进去面，每个人的时间为 10 到 20 分钟左右吧。面试完之后就可以离开，等待隔一

天之后的录取结果。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：因为我复试分数线比较低，所以，在复试之前，我会在北航网站上查取老师的相关信息，并给每个老师发邮件，告诉自己老师分数，并很想做他的学生，广撒网。虽说老师可能不会回你，但起码在复试的时候老师会对你的名字有些印象。在复试的前一天，根据网上查的相关信息，挨个去高分子的老师办公室，进行简短的交流，可以根据你倾向的老师排名来进行找老师交流，复试的时候可以有印象。当然老师可能不会透露收你的信息，你也可能不会找到所有老师，能找到几个算几个。在复试结束后，公布录取名单的那天，学校会在公布录取名单之后，给你自己找老师的时间，这个时候你就可以去找你之前聊的好的老师。

在公布录取名单之后，学校会给你半天的时间找老师签意向。所以公布录取分数线之后就可以确定自己的导师了。

问题 13：专业课基础方面，你觉得哪些需要做一些准备。比如哪些重要的课程需要看的。

回答：专业课主要还是把课本的基础的东西搞明白，大纲要求的最基本的东西要先掌握，然后再搞难度大的知识点。所以搞明白大纲上要求的这些知识点，笔试应该就没什么问题了。

2015 年面试问题汇总

2015 级研究生（金属学方向）

问题 1：请问你总分多少分？专业课多少分？报考专业和研究方向是什么？

回答：总分 366，专业课 115，材料专业金属方向。

问题 2：有专业课笔试吗？英语复试是怎么考的呢？如有有笔试，笔试专业课的参考教材是哪一本？

回答：有专业课笔试，按照初试的金属学准备的。英语复试没有自我介绍，先抽题，

读一遍，然后翻译

问题 3：您是什么时候开始准备复试的呢？初试考完就开始准备呢？

回答：接到复试通知

问题 4：学校什么时间通知复试的呢？

回答：3 月 15 日

问题 5：自我介绍用英语还是中文呢？有什么经验和建议吗？

回答：没有自我介绍，直接专业英语检测。

问题 6：专业课笔试如何选择呢？笔试课程如何准备？

回答：初试就选好了，分三个方向，我选的金属所以只能参加金属复试。

问题 7：面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？或者你同学面试老师都提问了什么问题？

回答：固态相变，化学势，缓冲溶液。

问题 8：多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：15 年参加复试一共录了 100 人（15 级新生 196，保研 86），按照录取比例推算，15 年参加复试的约 150 人。

问题 9：你知道有被刷下的同学吗？他们为什么被刷了。

回答：初试分太低，表现又不好。

问题 10：简单介绍一下你们这届复试的整体情况吧？多少人参加复试，复试线如何？

回答：复试线 350，比去年高了很多，而且录取比例 1：1.5，具体人数不详

问题 11：说一下自己的复试流程吧。

回答：上午金属学笔试，下午排队面试，分低的先进，分高的后进。进去先抽题（题目是摘自英文文献而且肯定和专业不相关的，比如金属抽高分子的题），读出来，再翻译。之后老师会再根据你的成绩单，看一下你学过什么课程，随机出题。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：确定录取之后跑到新主楼按着学校给的名单，和之前了解的情况去一个一个找老师（因为之前发邮件没人回）

问题 13：专业课基础方面，你觉得哪些需要做一些准备。比如哪些重要的课程需要看的。

回答：多把一些原理弄清楚，因为复试的老师经验丰富，学生什么样，基本一问就知道，所以提高自身实力是关键。

问题 13：面试问题回忆。

1. 相变的本质？

参考答案：相变是自然界中普遍存在的现象，相变包括物质聚集状态间的转变、相变时组成的变化、以及同种物质晶体结构的转变。

2. 影响 X 射线的重要因素有哪些

参考答案

(1) 在产生时：由莫塞莱公式得

$$\frac{1}{\lambda} = C (Z - \sigma)$$

C、 σ 均为常数， λ 、Z分别为波长和靶材的原子序数，表明了 X 射线波长和靶材原子序数的关系

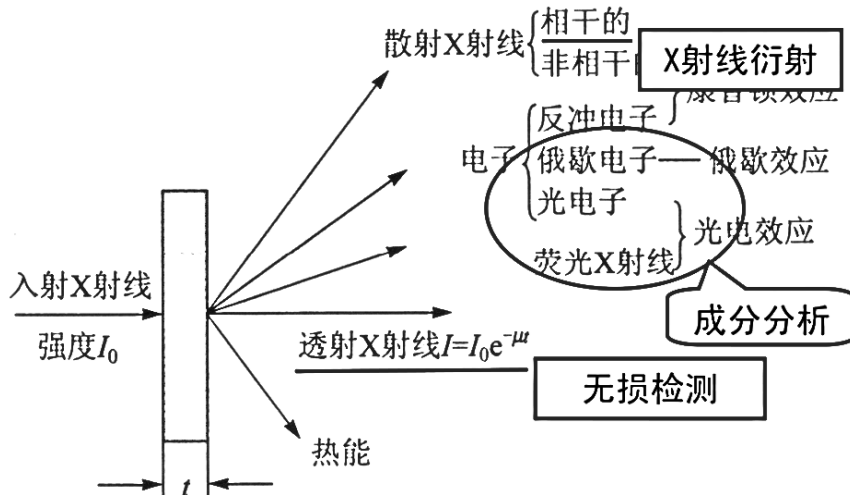
(2) 滤波

滤波对 X 射线也有很大的影响，因为制得的 X 射线是具有连续波长的混合体，通过滤波才能得到单一波长的 X 射线。通常情况下为得到单色 X 射线，根据靶材原子序数确定滤波片

$$Z_{\text{靶}} > 40, Z_{\text{滤}} = Z_{\text{靶}} - 2$$

$$Z_{\text{靶}} < 40, Z_{\text{滤}} = Z_{\text{靶}} - 1$$

3. X 射线在实际应用中有多少种仪器？



4. 固态相变方面的一些问题，交流了几个问题，具体涉及到的知识点如下：

相变的基础理论涉及三个方面的共性问题：

- 1) 相变能否进行，相变的方向
- 2) 相变进行的途径及速度
- 3) 相变的结果，即相变时结构转变的特征。

分别对应相变热力学、相变动力学和相变晶体学。相变是朝着能量降低的方向进行；

相变是选择阻力最小、速度最快的途径进行；

相变可以有不同终态，但只有最适合结构环境的新相才易于生存下来。

固态相变的特殊性（相界面、弹性应变能、位向关系与惯习面、亚稳过渡相、原子迁移率、晶体缺陷）。

固态相变除满足热力学条件外，还须获得额外能量来克服晶格改组时原子间的引力，即存在相变势垒。相变势垒由激活能决定，也与是否有外加机械应力有关。

相变驱动力和相变阻力

驱动力：体积自由能，来自晶体缺陷（点，线，面缺陷）的储存能。储存能由大到小的排序：界面能，线缺陷，点缺陷。

界面能中界隅提供的能量最大，但体积分数小，界棱次之，界面最小，但体积分数

最大。

相变阻力是界面能和弹性应变能。

弹性应变能与新旧相的比容差和弹性模量，及新相的几何外形有关。从能量的角度来看：共格界面的弹性应变能最大，非共格界面的界面能最大。球形新相界面能最小，但应变能最大，圆盘状新相反，针状新相居中。

长大方式

新相晶核的长大分为协同（共格或半共格，切变）和非协同（非共格或扩散）两种，前者速度快，后者速度慢。原子只能短程扩散时，长大速度与过冷度（温度）存在极大值；长程扩散时，长大速度与扩散系数和母相的浓度梯度成正比，与相界面处两相的浓度差呈反比。

相变速率

相变速率满足 Johnson-Mehl 方程或 Avrami 经验方程。相变之初和相变结束其，相变速率最小，转变量约 50% 时，相变速度最大。扩散型相变的动力学曲线呈“C”形。是由驱动力和扩散两个矛盾因素共同决定的。

C 曲线

“C”曲线建立的原理：一定外界条件下，只要发生了相变，宏观上就能检测出某种变化（组织，结构，性能等），确定该条件下这种变化与新相转变量的关系。相变进行的难以程度决定“C”曲线的位置。“C”曲线可分为六种类型，影响“C”曲线的因素有：化学成分，奥氏体化条件和奥氏体晶粒尺寸，原始组织及外界能量（塑性变形等）。凡是使过冷奥氏体稳定的因素均使“C”曲线右移（右移，说明相变所需要的临界冷却速率越小，相变越容易）。连续冷却时，“C”曲线“滞后”，即向右下方向漂移。

用 TTT 曲线和 CCT 曲线判断组织组成的原则

只要过冷奥氏体经过或停留在那个区，就转变为该区对应的组织。过冷奥氏体全部转变完后，再经过任何区域都不会发现任何变化，是其自然冷却。冷速越快，硬度越高。冷速超过某临界值时（临界冷却速度），过冷奥氏体全部转变成马氏体。

5. 如何检测非晶？

XRD 看是否有尖锐波峰，有则为晶体

同步辐射检测

6. 韧脆转变温度

当温度达到某一温度（根据钢的种类而不同）时，本来韧性良好的钢失去了应有的韧性，变得像玻璃棒一样脆而易折。

7 朗缪尔吸附：单分子层吸附

$$\text{朗缪尔等温式 } \theta = \frac{bp}{1+bp}$$

8. 缓冲溶液

由弱酸及其盐、弱碱及其盐组成的混合溶液，能在一定程度上抵消、减轻外加强酸或强碱对溶液酸度的影响，从而保持溶液的 pH 值相对稳定。这种溶液称为缓冲溶液。

2016 年面试问题汇总

2016 级研究生（材料专硕，金属学方向）甲同学

问题 1：请问你总分多少分？专业课多少分？报考专业和研究方向是什么？

回答：377 分，专业课考了 122 分，金属。

问题 2：有专业课笔试吗？英语复试是怎么考的呢？如有有笔试，笔试专业课的参考教材是哪一本？

回答：有专业课笔试，教材还是初试的材料科学基础。英语复试桌上给的一段专业相关英语，读一遍，然后翻译。

问题 3：您是什么时候开始准备复试的呢？初试考完就开始准备呢？

回答：想着早点准备，初试完了就开始准备了。但是考了才发现没那么难，就是初试看的资料。

问题 4：学校什么时间通知复试的呢？

回答：3 月 11 日。

问题 5：自我介绍用英语还是中文呢？有什么经验和建议吗？

回答：没有自我介绍，就是一段英语翻译。

问题 6：专业课笔试如何选择呢？笔试课程如何准备？

回答：专业课内容无法选择，按初试的方向来，三个方向考不同的题。笔试以初试重点内容即可。

问题 7：面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？或者你同学面试老师都提问了什么问题？

回答：面试内容很杂，你的基本情况，毕设等等，老师会根据你的回答来提问，所以不会的就不要提及了。高分占优势，老师基本不会问什么问题，轻松过。

问题 8：多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：大概 160 参加复试，录取 100+人。

问题 9：你知道有被刷下的同学吗？他们为什么被刷了。

回答：主要是初试低分的同学，和小部分复试表现不好的同学。

问题 10：简单介绍一下你们这届复试的整体情况吧？多少人参加复试，复试线如何？

回答：160 人参加复试，学术和专业型硕士比例基本一比一，学术专业各刷一部分，学术分数线 340，专业分数线 325。

问题 11：说一下自己的复试流程吧。

回答：上午金属学笔试。下午参加面试，先分成几组，每组按先学硕后专硕、先低分后高分的顺序进行。进去之后先进行英语翻译，之后老师问问题。第三天上午宣布录取结果。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：可以自己提前联系，如果提前联系好了，选导师时会容易很多，直接让老师签字上交即可。如果没有提前联系，在公布录取名单后学院会给半天时间找老师，签字同意上交后就确定了自己的导师。

问题 13：专业课基础方面，你觉得哪些需要做一些准备。比如哪些重要的课程需要看的。

回答：专业课基础方面涉及内容会很广，跟面试的老师有关，建议看的可以广泛些，不必深究。

2016 级研究生（金属学方向）乙同学

关于复试

年级	研一
专业	材料科学与工程
研究方向	材料化学

复试具体包含环节简介

复试内容	是否包含	考核形式	备注
英语口语	是	面试	给了一张纸，上面有 5 段话，内容是金属、高分子、复合材料的基本概念（可能还有别的方向，我没全看），指定一段话让你读一遍，再口译。难度都不深，重点是英语发音和口译的准确度、

北京航空航天大学
2019 年考研专业课复试辅导资料
仅供考研 VIP 群内部交流学习使用（非卖品）

			流畅度。
英语听力	否		
专业课笔试 (具体包含的科目)	金属学原理	笔试, 全都是简答题	
专业基础知识面试	是	问答	
联系导师技巧	是	注意联系时的礼仪, 适时适当	
面试礼仪	是	大方得体即可, 不用穿正装	
其他			

问题 1: 请问你总分多少分? 专业课多少分? 报考专业和研究方向是什么?

回答: 总分 371 分, 专业课 119 分。报考专业是金属, 最终录取到材料化学方向。

问题 2: 有专业课笔试吗? 如有有笔试, 笔试专业课的参考教材是哪一本? 包含参考教材名称、著者、出版社, 版本等。

回答: 有。参考教材是《材料科学基础》, 作者是胡赓祥等, 上海交通大学出版社, 第二版。

问题 3: 您是什么时候开始准备复试的呢? 初试考完就开始准备呢?

回答: 初试后半个月开始准备复试。时间绰绰有余, 应该看些初试前没来得及细看、没看懂的内容。

问题 4: 学校的复试时间是什么时候?

回答: 2016 年 3 月 23 日

问题 5: 自我介绍用英语还是中文呢? 有什么经验和建议吗?

回答：中文。有可能会让你用英文回答专业课问题，要多读相关的文段。

问题 6：笔试课程如何准备？

回答：复试范围和初试范围基本一样，背金属学原理的资料就可以，上海交大的《材料科学基础》第 8 章要看完。

问题 7：面试都问了什么问题呢？可以汇总一下吗？或者你同学面试老师都提问了什么问题？然后请给出参考答案。

回答：1.中文自我介绍。2.为什么来到北航，选了这个研究方向？（这个问题最高频）3.用英文介绍北航校史。（以及一大波猝不及防的问题）4.具体的专业课问题。（都很基础，看你的反应速度，回答是否准确、完整）

问题 8：多少人参加复试，最后多少人录取？

回答：学硕是 72 人参加复试，录取 55 人。专硕忘了。

问题 9：总结被刷的原因

回答：面试时专业课问题回答太烂。

问题 10：复试线如何确定？

回答：没有确定的复试线。复试（笔试+面试）一共 300 分，150 分以上的入围，入围的人再按初试加复试的总分排名录取。

问题 11：说一下你的复试流程吧？

回答：上午先笔试，考金属学原理。同一天下午面试，先中文自我介绍，再评委提问，最后考英语口语。

问题 12：如何选择导师？什么时间确定自己的导师的？

回答：比较好的选法有两种：1.选年轻又有战绩（有高水平论文或有一点小职称）的老师（办公地点大多在 IRC，少数在其他地方），这样离学科前沿更近，发论文更快，年轻老师有时间、有热情管你。这样选到好导师的成功率更高。2.选资历老的老师，事先一定要多找几个人打听，最好正面、反面的消息都能打听到，看看是否戳到你在乎的

北京航空航天大学
2019 年考研专业课复试辅导资料
仅供考研 VIP 群内部交流学习使用（非卖品）

点。这类老师经验丰富、资源丰富，是那些年轻老师远远比不上的。想要做一番大事业的人还是优先考虑这类老师（前提是找人打听后确定是靠谱负责的老师）

切不可盲选：看学院网站的简历是远远不够的，一定要多找几个人打听，需要打听的内容包括：老师的研究方向、近几年取得的成绩、老师被赞赏和被吐槽的点、课题组管理（管得严 or 放羊 or 中等程度）、待遇（可能不好问，怕留下不好的印象，跟学长学姐关系特别好才能问这一条）



第六部分 历年复试笔试真题（模拟题）及参考答案

北航材料学院 2018 年复试笔试真题及答案（金属学方向）

一、简述液态金属的特点

答：液体中原子间具有较强的结合力，具有与固态相近似的结构，原子的排列比较紧密。但是不像固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏，液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子。

二、分别简述刃型位错和螺型位错的运动特征及其特点

答：刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面；刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线；滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移；位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变；在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量；位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。

运动特点：1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2.攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直；纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。

运动特点：1.在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，易发生交滑移。2.不发生攀移。

三、简述一下细晶强化的原理，并说明为什么细晶强化可以同时提高材料的韧性？

答：强化原理：由霍尔—配奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处

杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

细化原理：

晶粒越细，单位体积内晶粒数目越多，变形分散均匀。

每个晶粒塞积的位错少，引起的开裂少，裂纹不易萌生也不易扩展，晶界对裂纹扩展起到阻碍作用，因而在断裂前吸收大量的能量，韧性好。

晶粒细化。滑移系增多，塑性好。

四、简述一下细化晶粒的方法有哪些？

答：1、加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2、提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3、加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4、孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5、微合金化处理

6、通过控制变形量和再结晶温度，对合金进行再结晶处理，形成新的无畸变的等轴晶。

7、通过固态相变细化晶粒

五、什么是固溶强化？简述影响固溶强化的因素

答：固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象。由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用；位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。

影响因素：

- a. 溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。
- b. 溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。
- c. 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限
- d. 溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强，即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。
- e. 固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

六、晶界运动的动力是什么？简述一下影响晶界迁移的因素

答：晶界迁移的驱动力：

- a. 相邻晶粒内能差，包括晶界自由能差（小晶粒缩小消失，大晶粒长大）和应变能差（高应变晶粒消失，低应变晶粒长大），
- b. 表面自由能：表面曲率引起的晶粒内部附加压力（正曲率晶粒缩小，负曲率晶粒长大；小晶粒缩小大晶粒长大又称为马太效应）。

影响晶界运动的因素：

- ①温度 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$
- ②晶界能：小角度晶界，低能晶界不易迁移
- ③晶粒内晶体缺陷密度及均匀性
- ④晶体元素偏析情况
- ⑤晶界第二相对晶界运动有阻碍作用
- ⑥晶界结构（锯齿状晶界，弯曲状晶界更不易运动）
- ⑦晶体性质（晶体结构，熔点，原子间结合力，层错能等）。

七、简述等温截面图、垂直截面图的特点以及作用

答：等温截面图：在一个等温截面上，整个三元系都处于相同的温度，水平截面图外形应该与浓度三角形一致，截面图中的各条曲线是这个温度截面与空间模型中各个相界面相截而得到的相交线即相界线。由此可以得出整个三元系在该温度的相组成情况，还可以预测合金平衡组织。**水平（等温）截面图的作用：**1、存在严格相平衡关系！2、确定平衡相成分！3、确定平衡相的相对量（杠杆规则、重心法则）

垂直截面图：固定一个成分变量并保留温度变量的截面，也称为变温截面。垂直于成分三角形，垂直截面图的作用：合金状态随温度的变化；确定合金的临界点。但是要注意在垂直截面图中：1、不存在相平衡关系！2、不能确定平衡相成分！3、不能用杠杆规则！

八、有关凝固、再结晶的一个计算题。好像最终设问是再结晶形核数。建议同学们具体可参照《材料科学基础》，上海交通大学出版，对于有关再结晶的问题在深入学习一下。

九、对于一个加工工艺，由淬火导致的金属或合金产生开裂的问题，如何改善加工工艺？

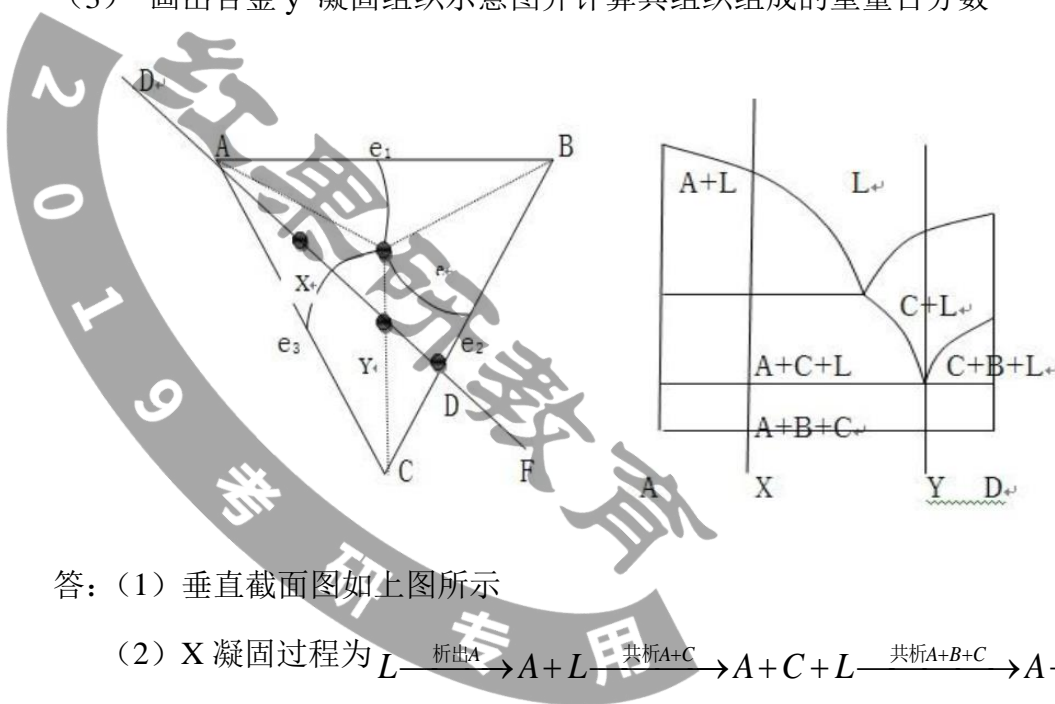
答：采用双液淬火，分级淬火，等温淬火等等。（考生可酌情补充，言之有理即可）

十、三元相图：根据投影图画某成分的室温平衡组织示意图，并用杠杆规则计算室温下相组成与组织组成的含量，根据投影图画垂直界面图（压轴题）

此题部分问题与下面例题相似，考生具体可参考如下：

根据三元共晶相图的水平投影图（18 年考过类似）

- （1）画出过直线 DF 的垂直截面图并标明各相区的相组成
- （2）分析合金 X 的凝固过程并画出其凝固组织示意图
- （3）画出合金 Y 凝固组织示意图并计算其组织组成的重量百分数



答：（1）垂直截面图如上图所示

（2）X 凝固过程为 $L \xrightarrow{\text{析出A}} A+L \xrightarrow{\text{共析A+C}} A+C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

（3）Y 凝固过程为 $L \xrightarrow{\text{析出C}} C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

北航材料学院 2017 年复试笔试真题及答案（金属学方向）

一、简述扩散型相变的特点和马氏体相变基本特征。（10 分）

答：（1）a 存在形核的孕育期

b 转变量服从 Avrami 方程 $f = 1 - \exp(-k t^n)$

c 转变温度时间关系符合 C 一曲线

（2）①晶格切变②无扩散性③惯析面与取向关系④界面移动速度快且长大进程不需热激活作用⑤转变的可逆性⑥转变的不完全性。

二、写出 bcc 和 fcc 密排面和密排方向，并在晶胞中画出一组滑移系（晶胞自己画，滑移系自己选）。（10 分）

答：面心立方的 $\{111\}\langle 110 \rangle$ ，体心立方的 $\{110\}\langle 111 \rangle$

三、液态金属结构特点。凝固结束后细化晶粒的方法及机理。（15 分）

答：（1）液体中原子间具有较强的结合力，具有与固态相近似的结构，原子的排列比较紧密。但是不象固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏，液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子。

（2）变形热处理，即通过塑性变形后再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒

四、固溶强化位错机制和影响固溶强化效果的因素。（15 分）

答：机制：由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用：位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。（或者更简单的解释：溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动）

影响因素：

a. 溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。

b. 溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。

c 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的：但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

d. 溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强，即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。

e. 固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

五、细化晶粒的特殊优势（强度和韧性）并简述机制。（15 分）

答：同时提高强度和韧性。

由霍尔—配奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

塑性提高：由于晶界上点阵畸变严重且晶界两侧的晶粒取向不同，因而在一侧晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源运动。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。

六、影响塑性变形的因素。固态相变特点。（15 分）

答：因素这个小册子上没有，可以从滑移系的多少上来回答

特点：①由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往经历溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

七、形核热力学条件及临界形核半径公式。（10 分）

给出了 L_m, T_m , 表面能和过冷度，计算临界形核半径，以及给出晶胞体积计算核中晶胞数目。此题和上交课本例题一模一样，还是应该多看书和课本。

八、霍尔配奇公式的应用。

九、二元共晶相图，（一共 5 小问，共 30 分，此题和 12 年初试真题完全类似，考生可参照 12 年真题）

- 1 合金凝固过程以及室温组织示意图
- 2 求合金共晶结束后 a 和 a+b 的相对含量
- 3 求合金室温相及组织相对含量
- 4 合金加热到 T1 温度后保温 2 小时淬火冷却强度提高原因
- 5 合金加热至 T2 后空冷强度提高原因



北航材料学院 2016 年复试笔试真题及答案（金属学方向）

1、请从位错的角度解释金属的四种强化机制。（15 分）

细晶强化:由霍尔—佩奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

加工硬化:由于位错间交互作用产生位错增殖，{立错密度急剧增加，位错难于移动.位错交割形成大量割阶，钉扎位错，位错交割形成位错网，位错反应形成 Lomer 或 Lomer- Cottrell 位错锁，以上都会阻止位错的运动滑移都有利于硬化。

固溶强化:由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用:位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。(或者更简单的解释:溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动)

粒子强化: a:绕过粒子:强化效果取决于粒子尺寸以及粒子间距，与粒子本性无关。运动中心位错在滑移面上受到第二相质点阻碍时，如质点尺寸和间距较大，则位错线将绕其弯曲，且形成包围质点的位错环，同时原位错继续前进，但位错间这种方式运动所受阻力大。b:切割粒子:第二相强度不大时，可随基体一起变形，且第二相质点与位错间作用力不足以把位错组织钉在质点处时，位错会直接切过质点使质点分成两部分，除质点周围应力场阻碍位错运动外，质点本身对位错亦有阻力。强化效果取决于粒子的本性(界面共格错配度、界面能、弹性模量差、层错能差、有序度等)

2、与凝固过程相比，金属固态相变的特点。（15 分）

- (1) 由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大；
- (2) 固态相变都非自发形核；
- (3) 晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响；
- (4) 新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程；

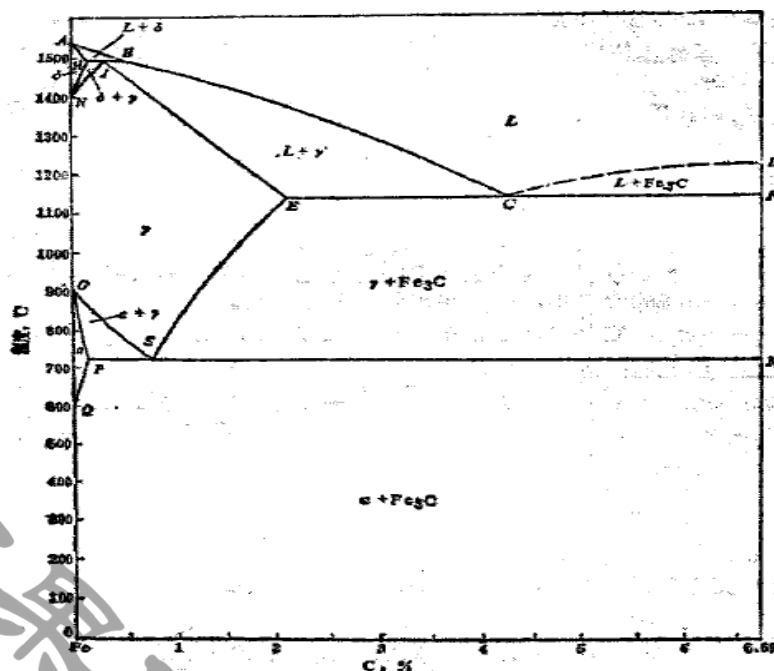
(5) 相变历程复杂，往往经历溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

3、含碳量 3.2% 的 Fe—C 合金平衡凝固，计算共晶结束后初生奥氏体和莱氏体的百分数，室温组织各相的百分数（题目未给出 Fe-C 相图，自己画。15 分）

类似于下题，仅供参考：

画出铁碳二元合金状态图。含碳量为 3% 的 Fe-C 合金按 Fe-Fe₃C 亚稳系平衡凝固凝固，分析其凝固组织形成过程并画出其冷却曲线及其凝固组织示意图，计算共晶反应结束时出生奥氏体树枝晶与共晶组织的相对含量及室温组织中组织组成与相组成的重量百分数。

1)



2) 3%Fe-C 合金

当合金冷却到与液相线相交温度时，开始形成初生奥氏体，随温度下降奥氏体以枝晶的形式继续生长，它的成分沿固相线改变，也此同时液相的成分沿液相线改变，到 1148℃ 时，进行枝晶转变直到凝固完毕，得到莱氏体，合金继续冷却，奥氏体固溶度沿 ES 线减少，析出二次渗碳体，到 727℃ 到实体进行共析转变成珠光体。

3) 共晶反应结束后， $w(\text{初生奥氏体}) = \frac{MC}{EC} \times 100\% = \frac{4.30-3.000}{(4.30-2.11)} = 59.36\%$

$W(\text{共晶组织}) = \frac{ME}{EC} = \frac{(3.00-2.11)}{(4.30-2.11)} = 40.64\%$

故 $w(\text{初生奥氏体})/w(\text{共晶组织}) = 1.464: 1$

4、金属回复和再结晶过程的组织和性能变化？（10 分）

回复是指新的无畸变晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段:再结晶是指出现无畸变的等轴新晶粒取代变形晶粒的过程:晶粒长大是指再结晶之后晶粒的继续长大。

组织结构:回复:①点缺陷及晶格弹性畸变消除②位错密度显著降低③形成亚晶及亚晶合并

回复阶段由于不发生大角度晶界的迁移,所以晶粒的形状和大小与变形态相同,仍保持纤维状或者扁平状,从光学显微镜下几乎看不出来变化

再结晶:完全无应变的等轴晶组织。再结晶阶段首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心,然后逐渐消耗周围的变形机体而长大直至形变组织完全变为新的无畸变等轴晶粒为止。

性能变化:回复一①内应力急剧降低②电阻显著降低③密度增加,强度提高,耐腐蚀性提高

再结晶一①内应力完全消除②强度硬度降低③塑性大幅提高④密度急剧增加

5、合金中原子四种扩散机制?影响原子扩散的主要因素。（15 分）

扩散的微观机制:

(1)间隙机制:在间隙固溶体中,溶质原子从一个间隙位置跳到另外一个间隙位置的扩散。碳,氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

(2)空位机制:晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。

这种扩散方式称为空位机制.大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

(3)交换机制,需要的激活能较大,一般较少

(4)晶界相界表面位错等缺陷处的扩散,扩散速率较晶内大得多

影响扩散的因素:

a 温度,温度是影响扩散速率最主要的因素,温度越高,原子热激活能量越大,越易发生迁移

b 固溶体类型,间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小,更易扩散

- c 晶体结构，体心立方结构的致密度较小，原子更易迁移
- d 晶体缺陷，位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用
- e 化学成分，熔点高的金属自扩散激活能大，杂质对组元的扩散也有影响
- f 应力的作用，应力可以提供原子扩散的驱动力

6、什么是凝固偏析？通过控制凝固过程减少凝固偏析的主要方法？（15 分）

合金在凝固过程中有溶质的再分布，并且凝固过程往往未能扩散均匀，使凝固后的固相的成分不均匀，这就是所谓的凝固偏析。凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种。

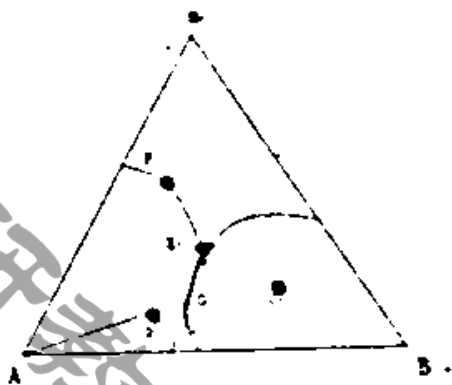
减轻或消除凝固偏析的方法：

- 平衡凝固：无偏析
- 细化晶粒：减轻偏析程度
- 快速凝固：来不及扩散
- 均匀化退火消除

7、给出三元相图的水平投影图，画室温组织图，计算室温组织成分比例。（15 分）

类似于下题，仅供参考：

下图为三元共晶合金相图的水平投影图，试画出合金 C,D,F 平衡凝固组织示意图，计算合金 C 凝固组织中组织组成的质量百分数。



答：凝固过程为：

$$C: L \xrightarrow{\text{析出}B} L+B \xrightarrow{\text{析出}A+B+M} A+B+M$$

$$D: L \xrightarrow{\text{析出}A} L+A \xrightarrow{\text{析出}A+B} A+B+L \xrightarrow{\text{析出}A+B+M} A+B+M$$

$$F: L \xrightarrow{\text{析出}A+M} L+A+M \xrightarrow{\text{析出}A+B+M} A+B+M$$



一、 根据位错理论，简述细晶强化、加工硬化、固溶强化以及粒子强化（分为绕过粒子和切割粒子两种情况）的微观机制

答：细晶强化：由霍尔—佩奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

加工硬化：由于位错间交互作用产生位错增殖，位错密度急剧增加，位错难于移动，位错交割形成大量割阶，钉扎位错，位错交割形成位错网，位错反应形成 Lomer 或 Lomer—Cottrell 位错锁，以上都会阻止位错的运动滑移都有利于硬化

固溶强化：由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用；位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。（或者更简单的解释：溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动）

粒子强化：a: 绕过粒子：强化效果取决于粒子尺寸以及粒子间距，与粒子本性无关。运动中心位错在滑移面上受到第二相质点阻碍时，如质点尺寸和间距较大，则位错线将绕其弯曲，且形成包围质点的位错环，同时原位错继续前进，但位错间这种方式运动所受阻力大。b: 切割粒子：第二相强度不大时，可随基体一起变形，且第二相质点与位错间作用力不足以把位错组织在质点处时，位错会直接切过质点使质点分成两部分，除质点周围应力场阻碍位错运动外，质点本身对位错亦有阻力。强化效果取决于粒子的本性（界面共格错配度、界面能、弹性模量差、层错能差、有序度等）

二、 试述置换式固溶体与间隙式固溶体的形成条件、影响固溶度的主要因素及性能特点

答：

置换式固溶体形成的条件：溶质与溶剂原子尺寸相近 $|\delta| < 15\%$ ，电学性质相似

影响固溶度的因素：晶体结构类型影响，原子或离子尺寸影响，电负性影响，电子浓度因素

间隙式固溶体形成条件：溶质原子较溶剂原子小的多，溶质间隙较大

影响固溶度因素：间隙尺寸与形状，溶质原子大小

性能特点：两者都可以使强度、硬度高于各组元，塑性降低，但一般间隙固溶体较置换固溶体的固溶强化更显著，且随溶质原子增多，电阻升高

三、 简述平整界面、粗糙液固界面结构与生长特性及晶体凝固生长形貌的关系

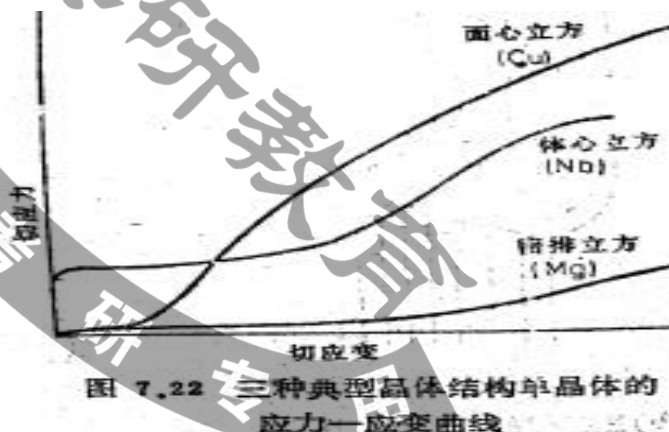
答：

平整液固界面 由密堆面构成的理想光滑 界面，微观上是光滑的但是宏观上是由不同位向的小平面组成，故成折线状。在界面上有一台阶，其长大方向受到限制，有界面折接处是其晶体长大的有利方向 故其长大机制为横向长大或不均匀增长 所需要的过冷度很大，生长速度与过冷度呈对数关系，晶体长大表面棱角分明，能观察到螺旋状生长台阶

粗糙液固界面：有几层原子面的过渡层，由于过渡层很薄因此从宏观上看界面显得平直，不出现曲折的小平面，其长大较平整界面易，各个方向均可长大，生长速度与过冷度呈线性关系，所需过冷度较小，属 连续生长，晶体外形圆滑，无棱角。粗糙界面物质一般具有较小的结晶潜热，所以长大速率较高

四、 画出 FCC 金属单晶体的典型的加工硬化区曲线，简述该曲线三个阶段的基本特征及位错机制

答：



三个阶段及位错机制

I: 易滑移阶段。加工硬化指数很低 只有一个滑移系开动, 滑移容易, 加工硬化指数很低, 晶体表面出现细长均匀的滑移线

II: 线性硬化阶段。加工硬化指数很高 由于晶体转动, 两个以上滑移系同系开动, 多个滑移系之间发生位错交割(形成割阶、网络、缠结)、位错反应(形成 L-C 位错锁等): 加工硬化强烈、加工硬化指数高, 由于层错能低, 难交滑移, 线性硬化阶段很长

III: 抛物线型硬化阶段。加工硬化指数随变形增加而降低 在外力作用下, 扩展位错束集, 位错发生交滑移, 异号位错抵消, 加工硬化指数随应变增加而降低

五、 试述影响再结晶过程及再结晶晶粒度的主要因素; 简述回复过程及再结晶形核的微观机制

答:

影响再结晶温度的因素(冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度):

a 变形程度的影响: 变形程度越大储能越多, 再结晶的驱动力越大, 再结晶温度越低;

b 原始晶粒尺寸: 金属的原始晶粒越细, 则变形抗力越大, 冷变形后储存的能量越高, 再结晶温度越低;

c 微量溶质原子: 微量溶质原子的存在能显著提高再结晶温度。可能是由于溶质原子与位错及晶界间交互作用, 使溶质原子在位错和晶界处偏聚阻碍位错滑移和晶界迁移, 不利于再结晶形核和核长大, 阻碍再结晶过程;

d 第二相粒子: 比较复杂;

e 再结晶退火工艺参数: 加热速度、加热温度与保温时间等退火工艺参数对变形金属的再结晶有着不同程度的影响。

再结晶晶粒大小的影响因素:

a 变形度的影响: 当变形度很小时晶粒尺寸即为原始晶粒尺寸, 当变形程度增大到一定数值后(临界变形度), 得到特别粗大的晶粒(在临界变形度时再结晶晶粒尺寸最大), 在超过临界变形度后, 变形度越大, 晶粒越细化

b 退火温度的影响: 退火温度对刚完成再结晶时晶粒尺寸的影响比较弱, 但是提高再结晶温度可使再结晶的速度显著加快, 临界变形度数值变小。在再结晶完成后的晶粒长大阶段, 温度越高, 晶粒越粗

回复过程微观机制：冷变形金属退火时发生了点缺陷及点缺陷群的消除，位错相消和新排列，多边化或亚晶的形成和长大，再结晶晶粒形成等组织变化的阶段。

再结晶形核微观机制：由小角度晶面和与之相连接的具有较大取向差的界面间交互作用能作为驱动力，亚晶间的聚合导致再结晶形核。



模拟题 1

一（20 分）何谓固溶强化？间隙和置换固溶体哪个效果好？简述影响固溶强化的因素。

答：（1）固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象

（2）由于间隙固溶体中所引起的晶格畸变更严重，因此固溶强化效果更好。但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

（3）影响固溶强化的因素：

a.溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。

b.溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。

c.间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

d.溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强。

e.固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

二（20 分）何谓凝固偏析？分析其产生的原理及消除方法

答：（1）凝固偏析是指在合金凝固过程中所产生的固态化学成分分布不均匀的现象

（2）凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种

偏析产生的原理：合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析，当合金的平衡分配系数 $k_0 < 1$ 时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质传送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

凝固偏析的消除：平衡凝固：无偏析；细化晶粒，使晶粒细小偏析不明显；快速凝固，使溶质来不及分配；均匀化退火消除

三（20 分）写出 hall—patch 公式，用物理冶金原理的知识分析细化晶粒的方法

答：（1）Hall-Petch 关系 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{\frac{1}{2}}$

其中： σ_s 多晶材料的屈服强度， σ_0 反应晶内对变形的阻力，相当于极大单晶的屈服强度， K 反应晶界对变形的影响系数，与晶体结构有关， d 晶粒平均直径

（2）一：控制凝固过程：

1 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5 微合金化处理

二：变形热处理，即通过再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

三：固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒

四（20 分）从扩散和晶界运动观点出发，简述强化高温金属结构材料的基本方法

答：a 基体材料：高熔点金属；高原子间结合力材料（金属间化合物等）；致密的晶体结构（FCC、HCP、TCP）、低的层错能

b 合金元素：加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化

c 低界面能共格粒子沉淀强化（粒子长大区动力小），目前在先进的 Ni 基高温合金中常用

d 高稳定性粒子弥散强化：ODS

e 晶界强化：阻止晶界滑动：晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等；

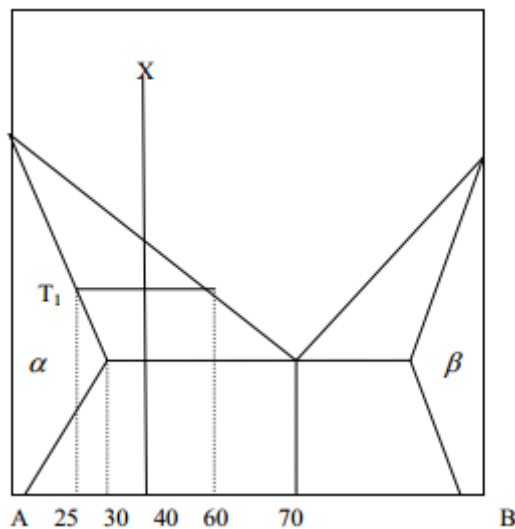
微合金化降低晶界能（填充晶界空位）：降低晶界移动性、阻止晶界迁移；
减少晶界(粗晶粒)；

消除横向晶界：定向凝固柱状晶合金；

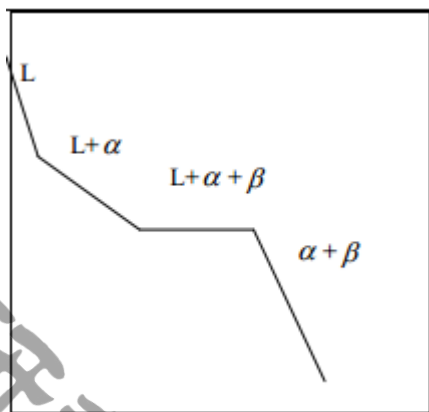
消除全部晶界：单晶合金；

五（20 分）（1）画出 X 成分冷却曲线及成分凝固情况

（2）求出 T_1 温度时液相 L 和固相 α 的重量百分数，求出共晶转变完成时 α 相与 $(\alpha\beta)$ 共晶相的重量百分数，冷却全部完成时 α 相与 β 相重量百分数



答：（1）冷却曲线如下：



（2） T_1 温度时液相 L 和固相 α 的重量百分数

$$\frac{L}{L+\alpha} = \frac{40\% - 25\%}{60\% - 25\%} = \frac{15\%}{35\%} = \frac{3}{7} = 42.86\%$$

$$\frac{\alpha}{L+\alpha} = \frac{60\% - 40\%}{60\% - 25\%} = \frac{20\%}{35\%} = \frac{4}{7} = 57.14\%$$

共晶转变完成时 α 相与 $(\alpha + \beta)$ 共晶相的重量百分数

$$\frac{\alpha + \beta}{\alpha + (\alpha + \beta)} = \frac{40\% - 30\%}{70\% - 30\%} = \frac{10\%}{40\%} = \frac{1}{4} = 25\%$$

$$\frac{\alpha}{\alpha + (\alpha + \beta)} = \frac{70\% - 40\%}{70\% - 30\%} = \frac{30\%}{40\%} = \frac{3}{4} = 75\%$$



模拟题 2

一、简述固态相变的分类方法。与凝固过程相比，试述金属固态相变的主要特点。

分类：（1）根据相变时热力学函数的变化。一级相变：相变时有体积变化及相变潜热释放的固态相变；二级相变：相变时无体积变化及相变潜热释放，只有比热膨胀系数、压缩系数等变化。

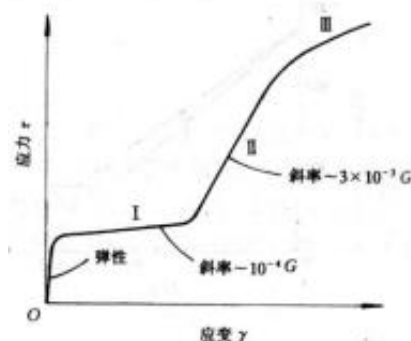
（2）根据相变时有无原子扩散：扩散型形变、非扩散型形变。

特点：①由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变

组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往晶粒溶质偏析—

过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

二、画出 FCC 金属单晶体的典型加工硬化曲线，简述该曲线三个阶段的基本特征及其位错机制。



面心立方单晶典型的
应力-应变(σ - γ)曲线示意图

三个阶段及位错机制

I: Single-Slip Stage 加工硬化指数很低 只有一个滑移系开动，滑移容易，加工硬化指数很低，晶体表面出现细长均匀的滑移线

II: Multi-Slip Stage 加工硬化指数很高 由于晶体转动，两个以上滑移系同系开动，多个滑移系之间发生位错交割（形成割阶、网络、缠结）、位错反应（形成 L-C 位错锁等）：加工硬化强烈、加工硬化指数高，由于层错能低，难交滑移，线性硬化阶段很长

III: Cross-Slip Stage (Dynamic Recovery Stage) 加工硬化指数随变形增加而降低 在外力

作用下，扩展位错束集，位错发生交滑移，异号位错低消，加工硬化指数随应变增加而降低。

三、何谓加工硬化、固溶强化、细晶强化与粒子强化（弥散强化、沉淀强化）？从位错理论出发简述其强化的微观机制。

加工硬化：塑性变形时，随变形量增加，金属的抗变形能力不断提高，其强度硬度上升，塑性、韧性下降，这种现象称为加工硬化。（机制：大量位错的运动，增殖和交互作用。

由于滑移系取向最有利方向，钉扎塞积等因素，所受阻碍大，得到强化）

固溶强化：往金属中添加定量的溶质原子使此金属得到强化。（机制：钉扎机制）

细晶强化：减小晶粒尺寸或增加晶界使之强化。（机制：晶界增多导致塞积增加或加剧，位错受阻增大，流应力提高）

粒子强化：①弥散强化：通过位错线绕过产生很多位错环，使合金得到强化（机制：产生大量位错环，使后续位错前进受阻增大，流应力提高）②沉淀强化：位错切过第二相质点。

四、简述刃位错、螺位错的基本特征及其运动特点。

刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面；刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线；滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，**滑移面唯一**，在其他面上不能滑移；位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变；在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量；**位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直**；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。运动特点：1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于

位错线的切应力。2.攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；**螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直**；纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。运动特点：1.在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，**易发生交**

滑移。 2.不发生攀移。（倾斜为要点）

五、简述平整界面、粗糙界面液-固界面结构与生长特性及晶体凝固生长形态的关系

平整液固界面 由密堆面构成的理想光滑 界面，微观上是光滑的但是宏观上是由不同位向的小平面组成，故成折线状。在界面上有一台阶，其长大方向受到限制，有界面折接处是其晶体长大的有利方向 故其长大机制为横向长大或不均匀增长 所需要的过冷度很大，生长速度与过冷度呈对数关系，晶体长大表面棱角分明，能观察到螺旋状生长台阶

粗糙液固界面： 有几层原子面的过渡层，由于过渡层很薄因此从宏观上看界面显得平直，不出现曲折的小平面，其长大较平整界面易，各个方向均可长大，生长速度与过冷度呈线性关系，所需过冷度较小，属连续生长，晶体外形圆滑，无棱角。 粗糙界面物质一般具有较小的结晶潜热，所以长大速率较高。

六、试述固体合金中原子扩散的微观机制及影响金属原子扩散的主要因素。

扩散的微观机制：

（1）间隙机制：在间隙固溶体中，溶质原子从一个间隙未知跳到另外一个间隙位置的扩散。 碳，氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

（2）空位机制：晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。这种扩散方式称为空位机制.大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

（3）交换机制，需要的激活能较大，一般较少

（4）晶界相界表面位错等缺陷处的扩散，扩散速率较晶内大得多

影响扩散的因素：

a 温度，温度是影响扩散速率最主要的因素，温度越高，原子热激活能量越大，越易发生迁移

b 固溶体类型，间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小，更易扩散

c 晶体结构，体心立方结构的致密度较小，原子更易迁移

d 晶体缺陷，位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用

e 化学成分，熔点高的金属自扩散激活能大，杂质对组元的扩散也有影响

f 应力的作用，应力可以提供原子扩散的驱动力

七、试述冷变形金属加热过程中（回复、再结晶过程中）组织结构及性能变化情况。

冷变形金属经重新加热退火之后其组织和性能会发生变化观察不同温度下变化的特点可将退火过程分为回复、再结晶、和晶粒长大三个阶段。回复是指新的无畸变晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段；再结晶是指出现无畸变的等轴新晶粒取代变形晶粒的过程；晶粒长大是指再结晶之后晶粒的继续长大。

组织结构：回复—①点缺陷及晶格弹性畸变消除②位错密度显著降低③形成亚晶及亚晶合并 回复阶段由于不发生大角度晶界的迁移，所以晶粒的形状和大小与变形态相同，仍保持纤维状或者扁平状，从光学显微镜下几乎看不出来变化 再结晶—完全无应变的等轴晶组织。再结晶阶段首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心，然后逐渐消耗周围的变形机体而长大直至形变组织完全变为新的无畸变细等轴晶粒为止。

性能变化：回复—①内应力急剧降低②电阻显著降低③密度增加，强度提高，耐腐提高再结晶—①内应力完全消除②强度硬度降低③塑性大幅提高④密度急剧增加



第七部分 期末试题及答案

2008 年物理冶金原理期末考试试题

一、简答题

1、简述液态金属的结构特点

液体中原子间具有较强的结合力，具有与固态相近似的结构，原子的排列比较紧密。但是不像固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏，液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子。

2、简述金属固态相变的主要特点

①由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往晶粒溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

3、简述刃位错、螺位错的基本特征及其运动特点

刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面；刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线；滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移；位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变；在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量；位错线与滑移方向垂直即柏氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。

运动特点：1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2.攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与柏氏矢量平行因此螺形位错的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直；纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。

运动特点：1.在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，易发生交滑移。

2.不发生攀移。

4、加工硬化及其产生机理

塑性变形时，随变形量增加，金属的抗变形能力不断提高，其强度硬度上升，塑性、韧性下降，这种现象称为加工硬化。

产生机理：大量位错的运动，增殖和交互作用。由于滑移系取向最有利方向，钉扎塞积等因素，所受阻碍大，得到强化。

5、同素异构转变

同素异晶性是指有些元素在温度或压力变化时，晶体结构发生变化的一种特性。同素异构转变在固态相变中以及金属能否通过热处理操作来改变它的性能具有重要意义。

二、(10 分)何谓固溶强化？间隙和置换固溶体那个效果好？试分析影响金属固溶强化效果的因素

固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象。

由于间隙型固溶体的晶格畸变更加严重，对位错的钉扎作用更强，所以间隙型固溶体的强化作用更加明显。

影响因素：

- a.溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。
- b.溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。
- c.间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限。
- d.溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强，即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。
- e.固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

三、（15 分）从原子扩散及晶界运动观点出发，试述强化高温金属结构材料可采取的主要方法。

思考思路如下：降低原子扩散速率；阻碍位错运动与交滑移；阻碍晶界滑移与迁移；

阻碍晶粒长大

具体方法如下：

a 基体材料：高熔点金属；高原子间结合力材料（金属间化合物等）；致密的晶体结构（FCC、HCP、TCP）、低的层错能

b 合金元素：加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化

c 低界面能共格粒子沉淀强化（粒子长大驱动力小），目前在先进的 Ni 基高温合金中常用

d 高稳定性粒子弥散强化：ODS

e 晶界强化：阻止晶界滑动：晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等；

微合金化降低晶界能（填充晶界空位）：降低晶界移动性、阻止晶界迁移；

减少晶界(粗晶粒)；

消除横向晶界：定向凝固柱状晶合金；

消除全部晶界：单晶合金；

四、（10 分）如何建立相图？水平截面图及垂直截面图的特点及用途。

建立相图的基本方法：1、实验方法：临界点的测定，做出冷却曲线；

2、热力学计算方法：理想情况下，合金临界点的测定。

水平截面图：等温截面图，在一个等温截面上，整个三元系都处于相同的温度，水平截面图外形应该与浓度三角形一致，截面图中的各条曲线是这个温度截面与空间模型中各个相界面相截而得到的相交线即相界线。由此可以得出整个三元系在该温度的相组成情况，还可以预测合金平衡组织。

水平（等温）截面图的作用：1、存在严格相平衡关系！2、确定平衡相成分！3、确定平衡相的相对量（杠杆规则、重心法则）

垂直截面图：固定一个成分变量并保留温度变量的截面，也称为变温截面。垂直于

成分三角形，垂直截面图的作用：合金状态随温度的变化；确定合金的临界点。但是要注意在垂直截面图中：1、不存在相平衡关系；2、不能确定平衡相成分；3、不能用杠杆规则。

五、（25 分）写出 Hall-Petch 关系式。简述通过控制合金凝固过程细化金属晶粒度的主要方法及机理；

屈服强度 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-\frac{1}{2}}$ ，d 为多晶体中各晶粒平均直径。机理：由于晶界上点阵畸变严重，切晶界两侧的晶粒取向不同，因而在晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源动作。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。

细化晶粒：

一、控制凝固过程 1 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”，等等），使液态金属同时大量形成晶核。

形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5 微合金化处理

二、变形热处理

控制变形量和退火温度，通过回复再结晶形成新的无畸变的等轴晶粒。

六、（10 分）何谓凝固偏析？分析其产生的原理及消除方法

答：

（1）凝固偏析是指在合金凝固过程中所产生的固态化学成分分布不均匀的现象。

（2）凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种。

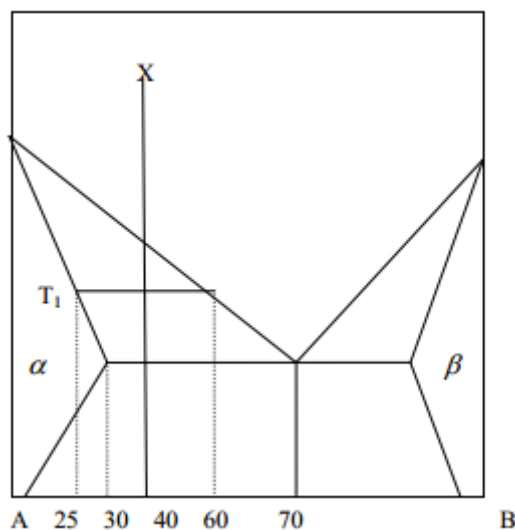
偏析产生的原理：合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显

著的偏析，当合金的平衡分配系数 $k_0 < 1$ 时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质传送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

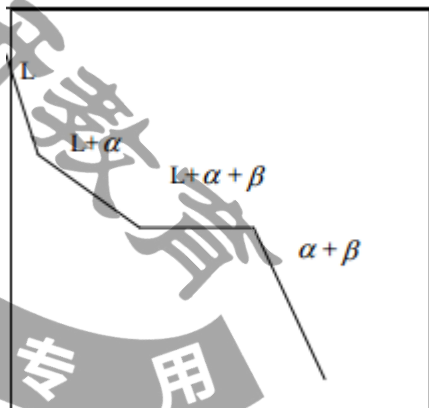
凝固偏析的消除：平衡凝固：无偏析；细化晶粒，使晶粒细小偏析不明显；快速凝固，使溶质来不及分配；均匀化退火消除。

七、（105 分）（1）画出 X 成分冷却曲线及成分凝固情况。

（2）求出 T_1 温度时液相 L 和固相 α 的重量百分数，求出共晶转变完成时 α 相与 $(\alpha\beta)$ 共晶相的重量百分数，冷却全部完成时 α 相与 β 相重量百分数。



答：（1）冷却曲线如下：



（2） T_1 温度时液相 L 和固相 α 的重量百分数

$$\frac{L}{L+\alpha} = \frac{40\% - 25\%}{60\% - 25\%} = \frac{15\%}{35\%} = \frac{3}{7} = 42.86\%$$

$$\frac{\alpha}{L+\alpha} = \frac{60\% - 40\%}{60\% - 25\%} = \frac{20\%}{35\%} = \frac{4}{7} = 57.14\%$$

共晶转变完成时 α 相与 $(\alpha + \beta)$ 共晶相的重量百分数

$$\frac{\alpha + \beta}{\alpha + (\alpha + \beta)} = \frac{40\% - 30\%}{70\% - 30\%} = \frac{10\%}{40\%} = \frac{1}{4} = 25\%$$

$$\frac{\alpha}{\alpha + (\alpha + \beta)} = \frac{70\% - 40\%}{70\% - 30\%} = \frac{30\%}{40\%} = \frac{3}{4} = 75\%$$



第八部分 重点习题集及答案

在这一章节，简单选取了每一章节考察频率比较高的题，希望同学们可以重点把握

1、固溶强化

以纯金属为溶剂的固溶体在具有较高强度及硬度的同时，还保持良好的塑性的现象。

固溶强化的原因：溶质原子由于原子尺寸与溶剂不一样，引入晶格中后会造成晶格畸变，造成很大的应变以及内应力和弹性应力场会阻碍位错的运动，另外溶质原子容易偏聚于位错线附近，也会使位错在更大的应力下才能运动，从而提高材料强度。详见《材料科学基础》第三版 P186 页。

2、简述液态金属的结构特点

液体中原子间具有较强的结合力，具有与固态相近似的结构，原子的排列比较紧密。但是不象固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏，液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子。

3、包晶转变的特点

原子固态长程扩散，晶体结构转变转变速度慢、转变通常难以完成。 β 相完全包围住 α 相后，液相不再与 α 相接触，而 β 相则分别与液相 α 相接触，L- β ， α - β 相界面处，两相成分保持平衡，使 β 相中存在浓度梯度，使溶质原子从 L- β 相界面扩散到 α - β 相界面，而这又促使 α 相继续溶解和 β 相相进一步向液相及 α 相长大，使 L- β 及 α - β 相界面保持平衡。

4、试述固体合金中原子扩散的微观机制及影响金属原子扩散的主要因素

扩散的微观机制：

(1) 间隙机制：在间隙固溶体中，溶质原子从一个间隙位置跳到另外一个间隙位置的扩散。碳，氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

(2) 空位机制：晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。

这种扩散方式称为空位机制.大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

(3) 交换机制，需要的激活能较大，一般较少

(4) 晶界相界表面位错等缺陷处的扩散，扩散速率较晶内大得多

影响原子扩散的主要因素

a 温度，温度是影响扩散速率最主要的因素，温度越高，原子热激活能量越大，越易发生迁移

b 固溶体类型，间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小，更易扩散

c 晶体结构，体心立方结构的致密度较小，原子更易迁移

d 晶体缺陷，位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用

e 化学成分，熔点高的金属自扩散激活能大，杂质对组元的扩散也有影响

5、简述刃位错、螺位错的基本特征及其运动特点。

刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面：刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线：滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移：位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变：在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量：位错线与滑移方向垂直即伯氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。

运动特点：1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。

2. 攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与伯氏矢量平行，因此螺形位错线的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶体的滑移方向垂直，纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即伯氏矢量与位错线平行。

运动特点：

1.在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，易发生交滑移。

2. 不发生攀移。（倾斜为要点）

6、单晶体塑性变形的的基本方式是滑移和孪晶

滑移：在切应力作用下晶体沿特定晶面上特定晶向产生相对平移滑动的现象。

滑移的结果：在晶体表面留下永久变形(塑性变形)台阶(滑移线或滑移带)。

滑移的特点：

a 滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹(滑移台阶：滑移线、滑移带)，不改变晶体位向，在晶体内部没有变形之痕迹(但位错、空位等晶体缺陷密度增加)；

b 变形极不均匀(变形局部化)：滑移集中于滑移带中，滑移带之间晶体不发生任何变形；

c 变形量几乎不受限制，可以很大(无穷大、超塑性)。

滑移的机理(本质)：晶体内部位错的运动、而不是晶体的整体刚性滑动。

单晶体的塑性变形：晶体内部位错不断运动、晶体内部位错不断增殖、位错不断逸出晶体表面并在晶体表面产生永久变形台阶的过程。

滑移面及其上的一个滑移方向组成一个滑移系，晶体中滑移系的多寡(尤其是滑移方向)代表着晶体的塑性变形能力的高低。

孪晶变形的条件：在滑移系很少的晶体中：低温滑移系难开动时：高速冲击载荷下。

孪晶变形的特点：

a 晶体整体的均匀切变，相邻晶面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不变；

b 本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体之取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向；

c 变形后在晶体表面形成表面浮凸(Surface Relief) 或表面倾侧 C Surface Tilting)；

d 变形后在晶体内部晶体取向改变，在晶体内部留下变形痕迹。

7、综合运用物理冶金原理，试述细化金属材料晶粒的基本方法及机理

答：一、控制凝固过程：

1 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外"冷铁"，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶

粒

4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5 微合金化处理

二：变形热处理，即通过塑性变形后再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒。

三：固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒。

8、简述马氏体相变的基本特征

①晶格切变②无扩散性③惯析面与取向关系④界面移动速度快且长大进程不需热激活作用⑤转变的可逆性⑥转变的不完全性。

9、根据位错理论，简述细晶强化、加工硬化、固溶强化及粒子强化(绕过粒子及切割粒子两种情况)的微观机制。（整个材料基最重要的，自己体会）

细晶强化：由霍尔-佩奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

加工硬化：由于位错间交互作用产生位错增殖，{位错密度急剧增加，位错难于移动.位错交割形成大量割阶，钉扎位错，位错交割形成位错网，位错反应形成 Lomer 或 Lomer-Contrell 位错锁，以上都会阻止位错的运动滑移都有利于硬化。

固溶强化：由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用：位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。(或者更简单的解释：溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动)

粒子强化： a：绕过粒子：强化效果取决于粒子尺寸以及粒子间距，与粒子本性无关。运动中心位错在滑移面上受到第二相质点阻碍时，如质点尺寸和间距较大，则位错线将绕其弯曲，且形成包围质点的位错环，同时原位错继续前进，但位错间这种方式运动所受阻力大。 b：切割粒子：第二相强度不大时，可随基体一起变形，且第二相质点

与位错间作用力不足以把位错组织钉在质点处时，位错会直接切过质点使质点分成两部分，除质点周围应力场阻碍位错运动外，质点本身对位错亦有阻力。强化效果取决于粒子的本性(界面共格错配度、界面能、弹性模量差、层错能差、有序度等)



第九部分 材料科学基础核心考点梳理

（加粗部分为重点）

第 1 章 晶体学基础、金属及合金相结构、固体金属原子扩散

1.1 复试笔试题睛

本章主要考察内容：**固溶强化**（强化方式之一）及其影响因素，**扩散微观机制、影响因素**，晶体学基础知识概念（了解）。本章占分值不定，基本在 5-15 分左右。论述题为主。

1.2 复试笔试重难点知识

1.2.1 简述题及基本概念

1) 金属键及金属的性能特点（了解）

在金属晶体中，自由电子是所有金属晶体所共有，并在金属正离子之间运动，形成所谓电子云，金属键就是电子云和金属正离子之间的静电引力。

金属键特点：自由电子公有化、无方向性、无饱和性、不选择结合对象→种类及潜力无穷→塑性变形及加工硬化

金属性能特点：

一、优异的物理性能：磁、光、电子、信息、储能等,优良的导电性及正的电阻温度系数,优异的导热性。

二、优异的力学性能配合：优异的强韧性配合(高强度、高塑性及加工硬化：高韧性及损伤容限)；

使用温度范围宽广(高温、中温、室温、低温)且力学性能优异：优异的耐蚀、耐，摩、抗氧化、抗热腐蚀等性能。

三、优异的成形加工性能：优异与灵活的凝固加工成型性能(铸造成型：各种复杂形状及各种重量的零件；焊接成型：同种及异种金属材料的连接制造)，独特的塑性变形及加工硬化特性与优异的冷加工成型能力(冷轧、冷冲压、冷旋压、冷拔、冷挤压，冷加工过程中同时实现零件及材料的强化)，优异的热加工成型能力(锻造、热轧、热挤压)

四、独特的抗过载能力及使用安全性(加工硬化)：零件局部过载-塑性变形-加工硬化-材料强度提高。不但不会失效、承载能力反而提高、使用安全，加工硬化。避免变形集中、均匀变形、均匀承载、零件材料潜力得以充分利用：加工硬化-避免变形集中、材料均匀变形-冷加工热加工成型成为可能。

2) 金属晶体及其性质

晶体：原子或原子集团在三维空间周期性无限重复排列的物质

性质：高的热力学稳定性：各向异性；宏观性质的均匀性：一定的熔点，规则的外形(外表面为往往低表面能的特殊晶面)

3) 金属非晶及性能特点

原子排列长程无序或短程有序；无晶界、无成分偏析、成分完全均匀、没有固定熔点(玻璃转化温度)、高

弹性、高耐蚀、高耐磨、优异的磁性、储氢性能、各向同性、高强度、无加工硬化、低塑性、高弹性、高耐蚀、高耐磨、优异的磁性、储氢性能。

4) 复合材料性能特点及存在的问题

复合材料的性能优点

有机结合充分发挥各种材料的性质

凭借高明的设计加工合成灵活控制各种性质

实现任何单一组成无法达到的性能

复合材料的性能缺点(金属基及陶瓷基)：

材料制备工艺复杂、成本高：

性能一致性差、质量保障技术；

缺乏可靠的制造技术

→切削加工、焊接与连接、锻压、轧制、表面处理、修复等长期性能稳定性及性能退化问题

无法回收利用

5) 空间点阵、晶胞及点阵常数

把基元看成几何点，这些点在三维空间构成空间点阵。

在晶格中，能表现出其结构的一切特征的最小部分称为晶胞。

以三个平移基矢为棱所作的平行六面体称为点阵晶胞，或称简单晶胞。

如果在点阵晶胞的范围内，标出相应晶体结构中各原子的位置，这部分原子构成了晶体结构中具有代表性的部分。

含有这一附加信息的晶胞称为结构晶胞。

三个棱长 a \b\c，和棱间夹角共六个参数叫做点阵常数或晶格常数。

6) 晶面指数及晶向指数的求法（初试经常考，复试考得不多）

晶向指数及其求法

过坐标原点作晶向的平行线或将该晶向平移至坐标原点

在该晶向上任取一点并以晶格常数为单位求位置坐标值

将坐标值化成最小整数并放入方括号中

负号写在数字上方，符号相反的两晶向方向相反： $[112]$ 与 $[\bar{1}\bar{1}\bar{2}]$

晶面指数的求法： $(h\ k\ l)$

选定坐标系原点或移动晶面使晶面与三坐标轴相截

以晶格常数为单位求晶面与 x 、 y 、 z 三坐标轴的截距

取三截距的倒数并化成最小整数： h, k, l

放入圆括号中(负号写在数字上方)： (hkl)

7) 晶面族与晶向族

晶面族

晶体中原子排列规律相同、位向不同的所有晶面(数字相同但次序及负号不同的所有晶面) 表示符号： $\{hkl\}$

晶向族原子排列特征相同、位向不同的全部晶向： $\langle uvw \rangle$

8) 晶带、晶带轴及晶带定理

如果一系列非平行晶面都平行于或包含某一特定方向，则这些晶面 (hkl) 同属于一个晶带，这个特定方向称为晶带轴 $[uvw]$ 。

晶带定理： $hu + kv + lw = 0$

9) 三种典型晶体结构配位数、致密度、原子半径

晶体结构中任意原子最近邻的原子数目叫做该晶体结构的配位数

在相互接触圆球构成的晶胞模型内，原子所占体积(V_s) 于晶胞体积(V) 的比值叫做致密度

体心立方为非最紧密堆积结构，面心立方和密排六方均为最紧密堆积结构。按照原子排列顺序面心立方为 ABCABCABC 结构，密排六方为 ABABAB 结构。三种晶体结构各有一组原子密排面和密排方向，分别是面心立方的 $\{111\}<110>$ ，体心立方的 $\{110\}<111>$ ，密排六方的 $\{0001\}<1120>$ 。

原子半径：根据晶体结构中最近邻原子之间的距离 S 求出 $r=S/2$ ，由于原子间距随配位数的减少而减少，故不同结构的原子半径应该按照配位数 12 的标准密堆积结构进行修正后再进行比较。

10) 间隙、间隙半径

密堆积结构中的间隙：四面体间隙数(2)是八面体间隙数(1)的两倍，也是原子数的两倍。四面体间隙： $r=0.225R$ ；八面体间隙： $r=0.414R$ ；

FCC&HCP 结构中的间隙：四面体间隙： $r=0.291R$ ；八面体间隙： $r=0.155R$ ；间隙数量少、尺寸大。

BCC 结构中的间隙：四面体间隙(6)： $r=0.291R$ ；八面体间隙(3)： $r=0.155R$ ；扁八面体。

	面心立方 A1	体心立方 A2	密排六方 A3
点阵常数	A	A	$a, c (c/a=1.633)$
原子半径	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{a}{2} \left(\frac{1}{2} \sqrt{\frac{a^2}{3} + \frac{a^2}{4}} \right)$
晶胞内原子数	4	2	6
配位数	12	8	12
致密度	0.74	0.68	0.74

北京航空航天大学
2019 年考研专业课复试辅导资料
仅供考研 VIP 群内部交流学习使用（非卖品）

四面体间隙	数量	8	12	12
	大小	0.225R	0.291R	0.225R
八面体间隙	数量	4	6	6
	大小	0.414R	0.154R<100> 0.633R<110>	0.414R

11) 合金

是指有两种或两种以上的金属或非金属晶熔炼烧结获其他方式组合而成并具有金属特性的物质

12) 组元

系统中表示处于平衡状态每个相成分的独立物质

13) 相

(系统中具有同一聚集状态和晶体结构，均匀或连续变化的成分，一致的性能并有界面与其他部分分开的均匀组成部分)

相变的三种情况：晶体结构变化，成分发生不连续变化，发生有序程度变化。

14) 固态下所形成的合金相包括固溶体和中间相两大类

固溶体(置换、间隙及有序固溶体)；

置换固溶体：溶质原子取代了溶剂原子在晶体结构中的位置

间隙固溶体：溶质原子位于溶剂组元晶体中的间隙 **有序固溶体：**异类原子趋于相邻

影响固溶强化的因素很多，主要取决于以下几个因素：

a 晶体结构：晶体结构相同是组员间形成无限固溶体的必要条件；

b 原子尺寸因素：大量试验表明，原子尺寸差 $\Delta r < 15\%$ 时，容易形成溶解度较大的固溶体，而当 $\Delta r > 15\%$ 时， Δr 越大，则溶解度越小；

c 化学亲和力(电负性因素)，溶剂与溶质组员的化学亲和力越强，即金属组元间电负性差越大，倾向于生成化合物而不利于形成固溶体，生成的化合物越稳定则固溶体的溶解度越小；

d 原子价因素：比较复杂详见《材料科学基础》第三版 P44 页。

e 固溶度还与温度有关，大多数情况下，温度升高固溶度升高。

15) 固溶强化

以纯金属为溶剂的固溶体在具有较高强度及硬度的同时，还保持良好的塑性的现象。

固溶强化的原因：溶质原子由于原子尺寸与溶剂不一样，引入晶格中后会造成晶格畸变，造成很大的应变以及内应力和弹性应力场会阻碍位错的运动，另外溶质原子容易偏聚于位错线附近，也会使位错在更大的应力下才能运动，从而提高材料强度。详见《材料科学基础》第三版 P186 页。

16) 中间相

正常价化合物、电子化合物、间隙相、间隙化合物、拓扑密堆相 TCP 相 J 的结构及其性能特点：

①正常价化合物($AmBn$): AB 型: NaCl 型、立方 ZnS、六方 ZnS; AB₂ 型: CaF₂ 型。通常熔点、硬度及脆性均较高;

②电子化合物($e = (xN + yM) / 100$) : 具有典型的金属性质;

③间隙相($R_i/R_m < 0.59$ → 间隙相(FCC, BCC, HCP)) 高熔点、高硬度、高稳定性、高耐磨、各种强化相;

④间隙化合物($R_i/R_m > 0.59$ → 间隙化合物(复杂晶体结构)) 晶体结构复杂、稳定性相对较低、硬度相对较低;

⑤拓扑密堆相[TCP 相 J: $CN > 12$ (14, 15, 16); 间隙全部为四面体间隙无八面体间隙: 原子间结合力很强—共价键: 高硬度、高耐磨、高耐蚀等

σ_{phase} 成分不固定、结构很复杂、有硬而脆、常常为有害相。

17) 同素异晶转变及意义

同素异晶性是指有些元素在温度或压力变化时，晶体结构发生变化的一种特性，同素异构转变在固态相变中以及金属能否通过热处理操作来改变它的性能具有重要意义。

1.2.2 试述置换式固溶体与间隙式固溶体的形成条件、影响固溶度的主要因素及性能特点

答案:

置换式固溶体形成的条件: 溶质与溶剂原子尺寸相近 $| \delta l | < 15\%$, 电化学性质相似

影响因素: 晶体结构类型影响, 原子或离子尺寸影响, 电负性影响, 电子浓度因素

间隙式固溶体形成条件：溶质原子较溶剂原子小的多，溶质间隙较大

影响因素：间隙尺寸与形状，溶质原子大小

性能特点：两者都可以使强度、硬度高于各组元，塑性降低，但一般间隙固溶体较置换固溶体的固溶强化更显著，且随溶质原子增多，电阻升高

北航课件给的答案版本：

当溶剂与溶质原子尺寸相近，电负性相差不大时易形成置换式固溶体，绝大多数金属都形成置换式固溶体，固溶度的大小主要取决于晶体结构类型、原子尺寸和化学亲和力等。

当溶质原子足够小，可以填充溶剂结构的间隙时形成间隙固溶体。由于金属大多数是密堆积结构，间隙的尺寸与金属原子直径相比是很小的，故只有氢、硼、氮等非金属元素的原子才能形成间隙固溶体。间隙原子使晶体严重变形，能够极大地提高材料的强度。

1.2.3 何谓固溶强化?试分析影响金属固溶强化效果的因素

固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象。

影响因素：

- a. 溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。
- b. 溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。
- c. 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的：但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限。
- d. 溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强，即固溶体的屈服强度随着合金电子浓度的增加而提高。
- e. 固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

北航课件答案版本：

固溶强化理论最主要的是位错的钉扎机制，即位错与溶质原子的交互作用。溶质原

子向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能喝系统能量，使位错难于移动。

影响因素：固溶体类型；原子尺寸差；晶体结构；电化学性质；元素固溶度。

1.2.4 试比较间隙固溶体与间隙相的结构特征及性能特点

间隙固溶体与间隙相均是原子半径很小的非金属元素处于金属元素间隙而形成，但间隙固溶体形成后其金属晶体结构仍未改变，而间隙相形成后，金属原子则会形成与其本身晶格类型不同的一种新结构。

性能特点：都具有极高的硬度，较高的熔点，而塑性很差.有些间隙相具有很特殊的物理化学性质，如电学性质、磁学性质、声学性质、催化性质等

北航课件答案版本：

间隙固溶体属于一次固溶体，位于相图端部和纯组元相连接，它的晶体结构保持纯组元的晶体结构，溶质原子处于溶剂晶体结构的间隙中，只能有一定的溶解度。

间隙相：具有完全不同于各组成元素的晶体结构，各组元原子按一定规则在晶体中呈有序排列。结合键为金属键与共价键的混合。具有较高的硬度和熔点。

1.2.5 基本概念：扩散，扩散激活能，扩散驱动力，扩散系数

扩散：物质中的原子或分子由于能量升高而迁移到邻近位置，这种做现过程及由此引起的现象称为扩散

扩散机制：原子热激活

扩散激活能：原子从原子位置转移到新位置去是所增加的内能 ΔE

扩散驱动力：化学位梯度

扩散系数： $J = -D(dc/dx)$. D 是扩散系数。表示单位浓度梯度下的扩散通量

固体中原子扩散的条件：

- a 温度必须足够高：能量起伏、热激活过程
- b 时间足够长：大量原子微观上无规则跃迁、物质的定向传输
- c 扩散原子在溶质中须固溶
- d 扩散必须有驱动力(浓度梯度、化学位梯度、应变能梯度、表面能梯度)

1.2.6 试述固体合金中原子扩散的微观机制及影响金属原子扩散的主要因素

扩散的微观机制：

(1) 间隙机制：在间隙固溶体中，溶质原子从一个间隙位置跳到另外一个间隙位置的扩散。碳，氮氢等小的间隙原子更容易采用间隙机制扩散

(2) 空位机制：晶体中存在着空位。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的扩散就是通过原子与空位交换位置实现的。

这种扩散方式称为空位机制.大多数情况下原子扩散是借助空位机制实现的。

(3) 交换机制，需要的激活能较大，一般较少

(4) 晶界相界表面位错等缺陷处的扩散，扩散速率较晶内大得多

影响扩散的因素：

(PPT 上比较详细)：

a 温度：扩散系数受温度影响

b 扩散元素性质：熔点、原子间结合力，同溶剂原子间的原子尺寸差、化学亲和力等

→熔点越高→扩散激活能越大→扩散系数越小

—原子间结合力越强—扩散激活能越大—扩散系数越小

—原子尺寸差越小—晶格畸变越小—扩散系数越小—化学亲和力越高(原子间结合力越强)—扩散激活能越大—扩散系数越小

c 溶剂金属性质：晶体结构、熔点、结合能

晶体结构致密度越高(BCC 与 FCC 相差 1500 倍)，原子扩散激活能越高、扩散系数越小，熔点越高(原子间结合力越强)，扩散激活能越大，扩散系数越小，与溶质原子化学亲和力越高(原子间结合力越强)，扩散激活能越大，扩散系数越小

→同溶质原子的尺寸差越小，晶格畸变越小，扩散系数越小

d 晶体缺陷密度

→空位浓度：过饱和空位(固溶后不能停留太长时间)

→位错及层错密度：是扩散的快速通道

晶界（晶粒尺寸）：纳米材料(表面纳米化—渗氮)

相界：

e 表面曲率曲率半径越小、表面自由能越高、扩散驱动力越大(粉末冶金烧结、小晶

粒缩小大晶粒长大)

f 其他合金元素的影响或增加或减小或无影响

g 溶质浓度

(《材料科学与基础》第三版上讲的简单一点)：

a 温度，温度是影响扩散速率最主要的因素，温度越高，原子热激活能量越大，越

易发生迁移

b 固溶体类型，间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小，更易扩散

c 晶体结构，体心立方结构的致密度较小，原子更易迁移

d 晶体缺陷，位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用

e 化学成分，熔点高的金属自扩散激活能大，杂质对组元的扩散也有影响

f 应力的作用，应力可以提供原子扩散的驱动力

1.3 重要题型演练

1、何谓固溶强化？间隙和置换固溶体哪个效果好？简述影响固溶强化的因素。

答：（1）固溶强化：固溶体的硬度、强度往往高于各组元，而塑性较低的现象

（2）由于间隙固溶体中所引起的晶格畸变更严重，因此固溶强化效果更好。但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

（3）影响固溶强化的因素：

a.溶质原子的浓度越高，固溶强化的作用越大。

b.溶质与基体金属的原子尺寸相差越大，单位浓度溶质原子所引起的点阵畸变越严重，固溶强化效果也就越显著。

c 间隙型溶质原子比置换型溶质原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方中的点阵畸变属于非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但是间隙原子的固溶度很有限，因此实际的强化效果也有限

d.溶质与基体金属的价电子数相差越大固溶强化作用越强。

e.固溶体的有序化是使原子处于低能量的配置状态，但有序固溶体滑移时原子排列受到扰动，系统的能量将要升高，因此变形抗力必然增加。

2、举例说明点阵和晶体结构之间的关系，指出下列物质属于何种空间点阵 a-Fe Ni Cr Al

Mg NaCl 金刚石 CsCl

答：（1）晶体结构和空间是有区别的，空间点阵是晶体中质点排列的几何学抽象，用于描述和分析晶体结构的周期性和对称性，由于各阵点的周围环境相同，故他只能有 14 种类型。而晶体结构是指晶体中实际质点的具体排列情况，他们能组成各种类型的排列，因此实际存在的晶体结构是无限的。例如 Cr：体心立方晶体结构，体心立方点阵；CsCl：体心立方晶体结构，简单立方空间点阵；Cu：面心立方晶体结构，面心立方空间点阵。

（2）a-Fe 体心立方 Ni 面心立方 Cr 体心立方 Al 面心立方 Mg 简单六方 NaCl 面心立方 金刚石面心立方 CsCl 简单立方



第 2 章 纯金属的凝固、二元合金、三元合金相图及凝固

2.1 复试笔试题睛

本章主要考察内容：**细化晶粒的方法和机理**，界面结构及生长特性，常见缺陷，相图基本概念及三元相图的水平、垂直截面图，成分过冷。本章占分值不定，基本在 10-15 分左右。以论述题为主。

2.2 复试笔试重难点知识点

2.2.1 简述液态金属的结构特点（复试原题）

液体中原子间具有较强的结合力，具有与固态相近似的结构，原子的排列比较紧密。但是不象固体那样规则。但在相邻原子中心距不能小于原子直径。任何空隙不能大到可以在插入一个原子的约束下。系统能量起伏，液态金属中存在一定数目大小不等随机取向的短程有序原子。

金属晶体形核过程热力学分析(详见教材 228)

形核的热力学条件：过冷。形核包括均匀形核和非均匀形核两大类

均匀形核：当冷液中出现一个晶胚时系统自由能变化为

$$\Delta G = 4\pi r^2 \sigma + \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v, \Delta G$$

在临界半径 r^* 达到最大时，临界形核功为，

$$r^* = -\frac{2\sigma}{\Delta G_v}, \Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3\Delta G_v^2} = \frac{1}{3}A^*\sigma \quad (17 \text{ 年考过这$$

方面计算题)

由此可见形成临界晶核时自由能仍是升高的，其增值相当于其表面能的 1/3，即液固之间的体积自由能差只能补偿形成临界晶核表面所需能量的 2/3，而不足的 1/3 则依靠液相中存在的能量起伏来补充。由以上的分析可知，液相必须在一定的过冷条件时方能结晶，而液体中客观存在结构起伏和能量起伏是促成均匀形核的必要因素。

非均匀形核：即形核在容器壁或者液相中杂质上进行，非均匀形核时临界球冠的曲率半径与均匀形核时临界球形晶核的半径公式相同，而非均匀形核所需要的形核功小于均匀形核的形核功，因此所需要的过冷度较均匀形核小。非均匀形核大约在 0.02Tm 的过冷度时，形核率达到最大，非均匀形核率由低向高的过度较为平缓，达到最大值后结

晶并未结束，形核率下降凝固完毕。这是因为非均匀形核所需要的合适的基地随着新相晶核的增多而减少，在基地减小到一定程度是将使形核率下降。

形核率：单位体积液体中单位时间内所形成的晶核数。它受两个因素控制即形核功因子 \exp 和原子扩散几率因子 \exp (二主)，随着过冷度增加形核率会出现峰值，原因是：

过冷度较小时，形核率主要受形核率因子控制，随着过冷度增加，所需的临界形核半径减小，因此形核率迅速增加并达到峰值 1 随后随着过冷度继续增大，尽管所需要的临界晶核半径继续减小，但由于原子在较低温度下难以扩散，此时形核率受扩散的几率因子所控制，即过峰值后随着温度的继续降低，形核率下降。

2.2.2 何谓液态金属的过冷现象?影响液态金属凝固过冷度的主要因素有哪些

过冷现象：液态金属冷却到理论凝固点以下仍然保持其亚稳态而不凝固的现象。

主要因素：纯度越高，冷却速度越快，过冷度越大，此外，压强曲率对过冷度也有影响。

2.2.3 简述通过控制合金凝固过程细化金属晶粒度的主要方法及机理

1 加快冷却速度，获得较大过冷度(降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、“内外”冷铁等等)，使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2 提纯熔体以扩大过冷度(深过冷)

3 加强液态金属的流动(浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等)，使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5 微合金化处理

2.2.4 简述平整界面、粗糙界面液-固界面结构与生长特性及晶体凝固生长形态的关系

平整液固界面由密堆面构成的理想光滑界面，微观上是光滑的但是宏观上是由不同位向的小平面组成，故成折线状。在界面上有一台阶，其长大方向受到限制，有界面折接处是其晶体长大的有利方向故其长大机制为横向长大或不均匀增长所需要的过冷度很大，生长速度与过冷度呈对数关系，晶体长大表面棱角分明，能观察到螺旋状生长台

阶

粗糙液固界面：有几层原子面的过渡层，由于过渡层很薄因此从宏观上看界面显得平直，不出现曲折的小平面，

其长大较平整界面易，各个方向均可长大，生长速度与过冷度呈线性关系，所需过冷度较小，属连续生长，晶体外形圆滑，无棱角。粗糙界面物质一般具有较小的结晶潜热，所以长大速率较高

（《材料科学与工程》第三版 P236）

2.2.5 分别简述影响纯金属与单相合金凝固时凝固平界面稳定性的主要因素

纯金属凝固时的生长形态不仅与液固界面的微观结构有关而且取决于界面前沿液相中的温度分布情况。当液相中的温度梯度为正时，平整界面稳定，为负时，形成枝晶。而且，具有粗糙界面的物质树枝状生长表现得更为显著。

单相合金 1 液相中的温度梯度 2 合金中的杂质和合金元素相界面处，溶质原子的堆积只会使过冷深入液相内部——成分过冷，导致相界面不稳定二产生胞状晶以及树枝晶。

合金在凝固过程中有溶质的再分布，并且凝固过程往往未能扩散均匀，使凝固后的固相的成分不均匀，这就是所谓的凝固偏析。

凝固偏析的分类：

—晶内偏析（枝晶偏析）

—晶界偏析

—宏观偏析

—微观偏析

减轻或消除凝固偏析的方法：

—平衡凝固：无偏析

—细化晶粒：减轻偏析程度

—快速凝固：来不及扩散

—均匀化退火消除

典型金属铸键组织及形成机理：（详见《材料科学基础》第三版 P314）

a 表面细小等轴晶区当液态金属注入定模中，型壁温度低与型壁接触的很薄一层溶液产生强烈的过冷，而且型壁可以作为非均匀形核的基地，因此立刻形成大量晶核，这些晶核迅速成长并相互接触形成细小的方向杂乱的等轴晶：

b 中间柱状晶区随着细晶区外壳的形成，型壁被溶液加热而不断升温，使剩余的液体冷却变慢，并且由于结晶时释放潜热，故细晶区前沿的液体过冷度减小，形核变困难只有细晶区现有的晶体向液体中生长。只有一次轴(生长速度最快的晶向)垂直于型壁的晶体才能得到优先生长而其他取向的晶粒生长受到限制，因此形成柱状晶组织：

c 内部粗大等轴晶区：柱状晶长到一定程度，前沿液体远离型壁散热困难冷速变慢而且溶液中的温差随之减小，这将阻止柱状晶的生长。当整个溶液温度降至熔点以下时，溶液中出现许多晶核并严格个方向长大就形成中心等轴晶区：

d 中心缩孔、气孔、夹杂物、低熔点杂质等等。

典型金属铸袋中的缺陷

a 缩孔：溶液进入铸模后与型壁接触的液体先凝固，中心部分后凝固，由于多数液体在凝固时体积发生收缩使铸锭内形成收缩空洞称为缩孔。缩孔分为集中缩孔和分散缩孔(疏松)，集中缩孔一般要控制在冒口处形成以便切除。疏松是枝晶组织凝固的必然结果，即使有正确的冒口设计也会存在。缩孔类型和金属凝固方式有密切关系：壳状凝固，缩孔集中在冒口内部疏松较少，最终组织较为致密：糊状凝固缩孔较小不需要留有大的冒口，但是内部疏松较多，最终得到的组织致密度不好。

b 凝固偏析：偏析是指化学成分的不均匀性。凝固偏析分为宏观偏析和微观偏析两种。合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的；一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析，当合金的平衡分配系数 $k_0 < 1$ 时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。

当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质传送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

宏观偏析：又称区域偏析按照所呈现的不同现象又可分为正常偏析，反偏析和比重

偏析

正常偏析：合金分配系数 $k_0 < 1$ 时，先凝固的外层中溶质含量较后凝固的内层为低，因此合金铸件中心所含溶质质量浓度较高的现象是凝固过程的正常现象。正常偏析的程度与铸件大小、冷速快慢以及结晶过程的液体混合程度有关。正常偏析一般难以完全避免，热加工和扩散退火处理也难以根本消除，故应在浇注时采取适当的措施。

反偏析：反偏析与正常偏析相反，即在 $k_0 < 1$ 时，溶质质量浓度在铸件中心处的分布比表层低。实践证明只有当合金在凝固时体积收缩，并在铸件中心有空隙时才能形成反偏析。扩大铸件内中心等轴晶带、阻止柱状晶的发展使富集溶质的液体不易从中心流向表层减少液体中的气体含量都是一些控制反偏析的途径。

比重偏析：通常产生在结晶的早期，由于初生相和溶液之间的密度相差悬殊，轻者上浮重者下沉，从而导致上下成分不均匀。

防止方法有：增大铸件的冷却速度使初生相来不及上浮或者下沉；加入第三种合金元素形成熔点较高的密度与液相接近的树枝晶化合物从而再结晶初期阻挡其他相上浮或者下沉

显微偏析：又分为胞状偏析，枝晶偏析和晶界偏析三种

胞状偏析：成分过冷度较小时，固溶体晶体呈胞状方式生长。若 $k_0 < 1$ 时，则胞壁处将富集溶质； $k_0 > 1$ 时，则胞壁处溶质贫化。胞状偏析很容易通过均匀化退火消除。

枝晶偏析：枝晶偏析是由非平衡凝固造成的，这使得先凝固的枝干和后凝固的枝干间的部分成分不均匀，枝晶主干含高熔点组元较多，而枝晶间隙部分含低熔点组元较多。枝晶偏析一般在一个晶粒范围内，也成为晶内偏析。主要原因是成分过冷和杂质的影响。影响枝晶偏析程度的主要因素有：凝固速度越大、偏析元素在固溶体内的扩散能力越小、凝固温度范围越宽，则晶内偏析越严重。减轻办法：减少杂质，正的温差梯度，减少成分过冷，细化晶粒，均匀化退火。

晶界偏析：由于溶质原子富集（ $k_0 < 1$ 时）在最后凝固的晶界部分造成的。当 $k_0 < 1$ 时合金在凝固时使液相富含溶质组元，当相邻晶粒长大致接触时把富含溶质的液体集中在晶粒之间凝固成为具有溶质偏析的晶界。影响晶界偏析的因素有：溶质含量越高，偏析程度越大；非树枝晶长大使晶界偏析的程度增大，也就是说枝晶偏析可以减弱晶界的偏析。

析：结晶速度慢使溶质原子有足够的时间扩散并富集在液固界面前沿的液相中从而增加晶界偏析程度。除控制溶质和杂质含量外，还可以适当的加入第三种元素来减少晶界偏析的程度。

偏析的危害：化学成分不均匀：性能不均匀、降低性能：合金元素作用得不到发挥：形成有害相、降低合金使用性能：降低合金初熔温度和使用温度：降低合金工艺性能或无法进行二次加工处理。

2.2.6 相图相关问题

相图、相律、建立合金相图的基本方法及基本原理。合金相图与合金组织、力学能及工艺性能（铸造性能、热处理及塑性加工性能等）的关系。平衡凝固、非平衡凝固、杠杆定律、溶质元素再分配、分配系数、凝固偏析、晶内偏析、枝晶偏析、宏观偏析：简述凝固偏析的原因及减小凝固偏析的主要方法。

相图：表示系统在平衡状态下的相组成与温度及成分之间关系的一种图形。

相律：定量地表示出系统自由度与相数的关系 $F=C-P+2$

绘制相图的基本方法及原理：

(a) 实验方法：临界点的测定，做出冷却曲线

(b) 热力学计算方法：理想情况，合金临界点的测定

原理：对一定组成的合金加热和冷却，相图上对应该合金的成分点，平行温度轴上下移动

合金相图与合金的关系：二元合金相图有匀晶相图(对应单晶同熔体) c 共晶相图(对应组织)共析转变相图，包晶相图，形成化合物的相图，均有其对应的合金组织。

合金相图与力学性能的关系：固溶体相图中，某些特殊点，强度硬度，塑性均比较好，通过相图可以预计合金的凝固过程及显微组织。由此可以有相图可得知该合金的一些力学性能；

合金相图与工艺性能的关系：由合金组织力学性能，加以推测其铸造性能

平衡凝固：理想情况，液相和固相中浓度梯度通过扩散消除，固相液相均为均匀成分，时间无限长。

非平衡凝固：实际情况，冷却时在各温度停留时间有限。固相成分不均匀，先凝固

部分含有较多的高熔点组元，后凝固的部分富含低熔点的组元。

杠杆定律：用以确定合金 M 处于两相平衡的合金中两相的重量比，相组分 α, β 分别在 a, b 点 $W_\alpha / W_\beta = Mb / Ma$

溶质元素再分配：液体混合的三种情况

(a) 液相成分保持均匀

(b) 液相中的溶质仅通过扩散混合

(c) 在相界面附近的液相中只有扩散，其余部分还有对流，可使液相成分保持均匀

分配系数：在上述(c)中，达平衡时，界面处固相的溶质浓度(C_s)与界面层外液相的溶质浓度(C_l)的比值为常数，比值成为分配系数 D -溶质在液相中心扩散系数。

2.2.7 何谓成分过冷?简述成分过冷产生的条件及其凝固界面形态及凝固组织的影响

成分过冷：在某一区域内，液相的实际温度低于液相线温度，处于不同程度的过冷，这种由于液相溶质含量不同而造成的过冷成为成分过冷

条件：（推导见教材 298 页）成分过冷的条件： $G/R < m w_0 (1 - k_0) / D k_0$ (式中 G 液体中自液固界面开始的温度梯度， R 液固界面前进速度即凝固速度， m 液相线的斜率， w_0 合金初始成分， D 扩散系数， k_0 平衡分配系数)。从上式中可以看出， w_0, m 大，而 k_0 小均使凝固温度范围(即液相线和固相线的差值)变大，有利于成分过冷；另外扩散系数 D 越小，边界层中的溶质越易聚集，也有利于成分过冷。液体中的温度梯度越小，对于一定的合金和凝固速度则成分过冷倾向越大，若凝固速度越大则液体中的混合程度越小，边界层中溶质聚集越大，这也有利于成分过冷。上述判别条件适用于液体中完全不混合的情况，即有效分配系数 $k_e = 1$ 的情况。若是 $k_0 < k_e < 1$ 的情况应进行修正但上述条件依然符合：若是 $k_0 = k_e$ 的情况液固界面的前沿没有溶质聚集，不会出现成分过冷的现象。

影响：①当成分过冷区较窄时，主相界面的凸起部分将伸入成分过冷区，同时还要向周围液相排出溶质原子使得沿平行于主相界面方向的长大受到限制，最后长成胞状组织，胞内含有较多的溶质原子。②当成分过冷区过大时，相界面的凸起部分可以较多地卡入液相并生成分枝，产生枝晶，甚至二次枝晶。

2.2.8 共晶凝固的特点

三相平衡 $f=0$ ，在恒温条件下进行：合金系中熔点最低：合金熔炼与铸造容易：结晶温度间隔为零、糊状区很小或无糊状区：难产生凝固偏析、难产生凝固缩孔与疏松：定向凝固可获得自生复合材料(Unidirectionally Solidified in-situ Composites)

铸造性能优异：流动性及补缩性能很好：可浇注很薄的铸件、不易产生缩孔等缺陷，铸件不易产生凝固开裂现象(热裂 Hot Tearing、冷裂 Cold Cracking)

共晶凝固过程动力学：一、协同形核：一相自液相中领先析出：界面前沿溶质富集促进另一相协同析出：通过搭桥(Bridging)、分枝等协同方式侧向扩展；二、协同生长、相互促进

2.2.9 伪共晶、离异共晶、包晶转变的特点及非平衡包晶转变在材料科学与工程中的应用

(详见《材料科学基础》第三版 P271)

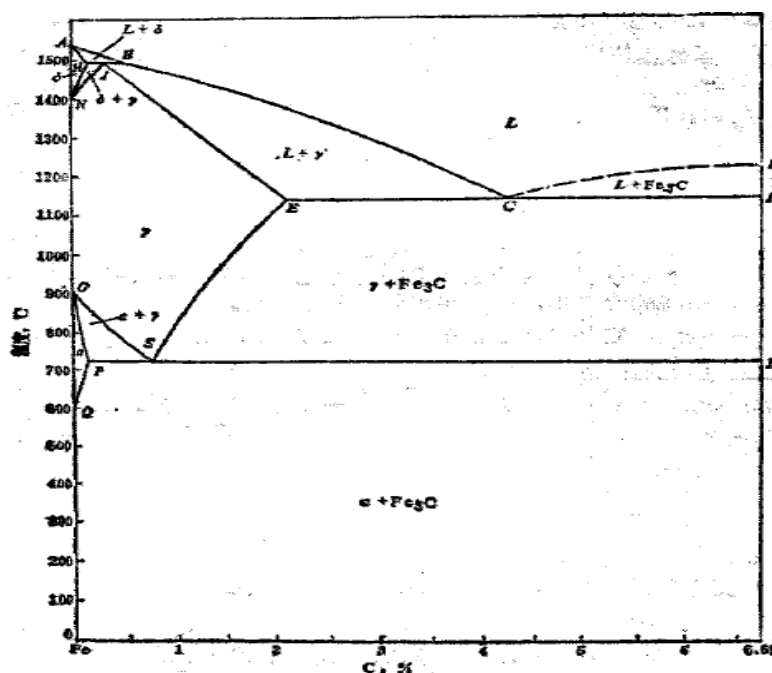
1) 伪共晶：一个亚共晶或过共晶合金凝固时，要先凝固出来初生相，但在共晶点附近一定的成分和过冷范围内，有可能使液相全部凝固称共晶体组织。这种由非共晶成分的合金得到的共晶组织称为伪共晶。离异共晶：当合金成分离共晶点较远时，共晶体会失去原有特征，即共晶体的一个相依附先共晶相(初生相)的枝晶长大，另一个相则分布在枝晶轴间和晶界。这种两相分离的共晶体称为离异共晶

2) 包晶转变的特点：原子固态长程扩散，晶体结构转变转变速度慢、转变通常难以完成。 β 相完全包围住 α 相后，液相不再与 α 相接触，而 β 相则分别与液相 α 相接触， $L-\beta$ ， $\alpha-\beta$ 相界面处，两相成分保持平衡，使 β 相中存在浓度梯度，使溶质原子从 $L-\beta$ 相界面扩散到 $\alpha-\beta$ 相界面，而这又促使 α 相继续溶解和 β 相相进一步向液相及 α 相长大，使 $L-\beta$ 及 $\alpha-\beta$ 相界面保持平衡。

2.2.10 铁碳二元合金相图及相的相对含量求解。

含碳量为 3% 的 Fe-C 合金按 Fe-Fe₃C 亚稳系平衡凝固凝固，分析其凝固组织形成过程并画出其冷却曲线及其凝固组织示意图，计算共晶反应结束时出生奥氏体树枝晶与共晶组织的相对含量及室温组织中组织组成与相组成的重量百分数

1)图：



2) 3%Fe-C 合金

当合金冷却到与液相线相交温度时，开始形成初生奥氏体，随温度下降奥氏体以枝晶的形式继续生长，它的成分沿固相线改变，也此同时液相的成分沿液相线改变，到 1148℃ 时，进行枝晶转变直到凝固完毕，得到莱氏体，合金继续冷却，奥氏体固溶度沿 ES 线减少，析出二次渗碳体，到 727℃ 到实体进行共析转变形成珠光体。

3) 共晶反应结束后， $w(\text{初生奥氏体}) = MC/EC \times 100\% = (4.30 - 3.000) / (4.30 - 2.11) = 59.36\%$

$W(\text{共晶组织}) = ME/EC = (3.00 - 2.11) / (4.30 - 2.11) = 40.64\%$

故 $w(\text{初生奥氏体})/w(\text{共晶组织}) = 1.464: 1$

(要掌握各种相图的平衡凝固分析，会画凝固冷却曲线，以及在各温度下的相组成和组织组成，会用杠杆定理求各相的相对含量)

2.2.11 成分三角形、直线法则、重心法则。三元相图中水平投影图、水平截面图及垂直截面图的特点及用途

成分三角形：用等边三角形表示合金的成分，三角形三个顶点分别代表三个纯组元，三条边代表二元系。三角形内任一点表示一定成分的三元合金。

直线法则：如果合金 d 在某一温度处处于 A+B 两相平衡，这两个相的成分点 d 分别在 e 和 f，则 e、d、f 三点一定在一条直线上，且 d 点位于 e、f 两点之间的联线上。

重心法则：如果合金 n 在某一温度下处于 $A+B+C$ 三相平衡，这三个相的成分点分别在 x, y, z ，则 n 点一定位于三角形 xyz 内，三个相的重量百分数分别为： $W1=nx' /xx'$ $w2=ny' /yy'$ $w3=nz' /zz'$

水平投影图：三维相图中各种曲面交线在浓度三角形上的垂直投影，从中可以得知三元系的四相平衡的类型以及与组分相关的三相平衡。常用的是液相面投影图和固相面投影图。

水平截面图：等温截面图，在一个等温截面上，整个三元系都处于相同的温度，水平截面图外形应该与浓度三角形一致，截面图中的各条曲线是这个温度截面与空间模型中各个相界面相截而得到的相交线即相界线。由此可以得出整个三元系在该温度的相组成情况，还可以预测合金平衡组织。**水平（等温）截面图的作用：**1、存在严格相平衡关系！2、确定平衡相成分！3、确定平衡相的相对量（杠杆规则、重心法则）

垂直截面图：固定一个成分变量并保留温度变量的截面，也称为变温截面。垂直于成分三角形，垂直截面图的作用：合金状态随温度的变化；确定合金的临界点。但是要注意在垂直截面图中：1、不存在相平衡关系！2、不能确定平衡相成分！3、不能用杠杆规则！

注意：这个地方在 18 年复试中考过计算题，题目给出一个垂直截面图，让你描述某一组分的冷却过程组织变化。

2.2.12 三元合金两相平衡、三相平衡、四相平衡的特点

1) 两相平衡时的特点： $F=-C-P+1=2$ ，说明在液相和固相之内，除温度能任意改变外，还可以任意改变固相或液相成分中某一组元的含量，而不使相的组成发生变化。

2) 三相平衡时： $F=-C-P+1=1$ 说明在三相平衡区内只有温度可以改变，其等温界面是连接三角形，垂直截面是曲边三角形，水平截面是直角三角形，有三相共晶平衡和三相包晶平衡两种。

3) 四相平衡时： $F=-C-P+1=0$ 故四相平衡必须在确定温度下进行，故在三维相图中为一个垂直于温度轴的水平面，其四相成分均确定，由共晶型，包共晶型，包晶型三种情况，在三维相图中，每一个四相平衡前后有四个三相平衡。

2.3 重要题型演练

1、含碳量 3.2% 的 Fe-C 合金按照 Fe-Fe₃C 亚稳系平衡凝固

(1) 计算共晶反应结束时初生奥氏体及莱氏体的重量百分数

(2) 分别计算共晶反应完成时及共析反应完成时组织中各相的重量百分数

答：含碳量 3.2% 的 Fe-C 合金是亚共晶白口铸铁

(1) A 为奥氏体，L 为莱氏体

$$\frac{A}{A+L} = \frac{4.3\% - 3.2\%}{4.3\% - 2.11\%} = \frac{1.1\%}{2.19\%} = 50.23\% , \quad \frac{L}{A+L} = \frac{3.2\% - 2.11\%}{4.3\% - 2.11\%} = \frac{1.09\%}{2.19\%} = 49.77\%$$

(2) 共晶反应完成时，组织组成为初生奥氏体 A+莱氏体 L，相组成为 A+渗碳体 C

$$\frac{C}{A+C} = \frac{3.2\% - 2.11\%}{6.69\% - 2.11\%} = \frac{1.09\%}{4.58\%} = 23.80\%$$

$$\frac{C}{A+C} = \frac{6.69\%}{6.69\%} \cdot \frac{3.2\%}{2.11\%} = \frac{3.49\%}{4.58\%} = 76.20\%$$

共析反应完成时组织组成为珠光体和变态莱氏体，相组成为铁素体 F 和渗碳体 C，

(当然渗碳体中包含几种渗碳体)

$$\frac{F}{F+C} = \frac{6.69\%}{6.69\%} \cdot \frac{3.2\%}{0.0218\%} = \frac{3.49\%}{6.6682\%} = 52.34\%$$

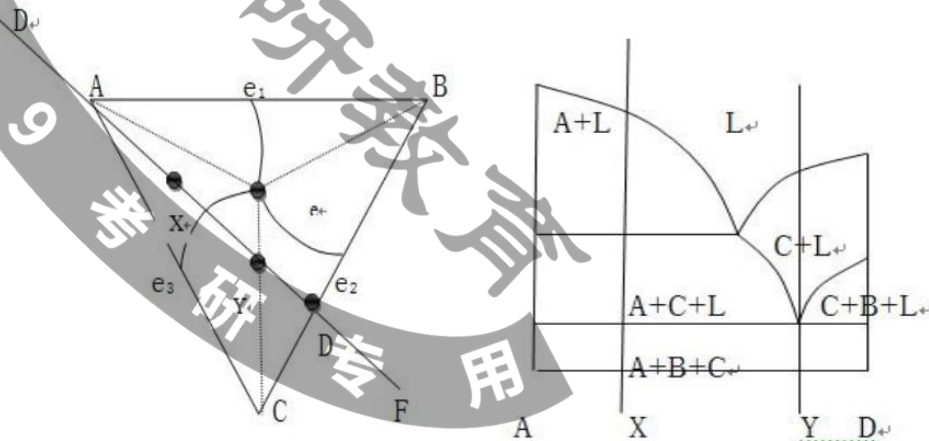
$$\frac{C}{F+C} = \frac{3.2\%}{6.69\%} \cdot \frac{0.0218\%}{0.0218\%} = \frac{3.1782\%}{6.6682\%} = 47.66\%$$

2、根据三元共晶相图的水平投影图（18 年考过类似）

(1) 画出过直线 DF 的垂直截面图并标明各相区的相组成

(2) 分析合金 X 的凝固过程并画出其凝固组织示意图

(3) 画出合金 y 凝固组织示意图并计算其组织组成的重量百分数



答：（1）垂直截面图如上图所示

（2）X 凝固过程为 $L \xrightarrow{\text{析出A}} A+L \xrightarrow{\text{共析A+C}} A+C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

（3）Y 凝固过程为 $L \xrightarrow{\text{析出C}} C+L \xrightarrow{\text{共析A+B+C}} A+B+C$

3、何谓凝固偏析？分析其产生的原理及消除方法

答：

（1）凝固偏析是指在合金凝固过程中所产生的固态化学成分分布不均匀的现象

（2）凝固偏析包括宏观偏析和微观偏析两种

偏析产生的原理：合金铸件在不同程度上均存在着偏析，这是由合金结晶过程的特点决定的。一个合金试棒从一端以平直界面进行定向凝固时，沿着试棒的长度方向会产生显著的偏析，当合金的平衡分配系数 $k_0 < 1$ 时，先结晶部分含溶质少后结晶部分含溶质多。但是，合金铸件的液固界面前沿的液体中通常存在着成分过冷，界面大多数为树枝状，这会改变偏析的形式。当树枝状的界面向液相延伸时，溶质将沿着纵向和侧向析出，纵向的溶质输送会引起平行枝晶轴方向的宏观偏析，而横向的溶质传送会引起垂直于枝晶方向的显微偏析。

凝固偏析的消除：平衡凝固：无偏析；细化晶粒，使晶粒细小偏析不明显；快速凝固，使溶质来不及分配；均匀化退火消除

第 3 章 位错基本理论、界面

3.1 复试笔试题睛

本章主要考察内容：常见的几种位错的基本概念（理解记忆），几种强化机制的位错解释。本章占分值不定，基本在 10-20 分左右。论述题为主。

3.2 复试笔试重难点知识点

3.2.1 按照晶体缺陷的几何特征晶体缺陷可以分为三类

点缺陷：在三维空间的各个方向上尺寸都很小，包括空位、间隙原子、杂质或者溶质置换原子。

线缺陷：缺陷在一个方向上的尺寸较大，也称为位错。

面缺陷：缺陷在两个方向上的尺寸都很大。晶界，相界，孪晶界和堆垛层错都属于面缺陷

3.2.2 根据位错的定义，简述位错的基本性质

位错是晶体原子排列的一种特殊组态，是在研究晶体滑移过程时提出的，相当于滑移面上已滑移区和未滑移区的交界线

- 1) 宏观上属“线性”缺陷；
- 2) 在晶体内部呈自封闭曲线或终止于晶体表面或晶界，即位错的连续性；
- 3) 恒定的柏氏矢量

3.2.3 简述刃位错、螺位错的基本特征及其运动特点。

刃形位错的基本特征：刃形位错有一个额外的半原子面：刃形位错可理解为晶体中已滑移区和未滑移区的边界线：滑移面必定是同时包含有位错线和滑移矢量的平面，滑移面唯一，在其他面上不能滑移：位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变又有正应变：在位错线周围的过渡区每个原子具有较大的平均能量：位错线与滑移方向垂直即伯氏矢量与位错线垂直；刃形位错的形状可以是直线或者曲线。运动特点：1.滑移在平行于滑移面的平面上施加垂直于位错线的切应力。2. 攀移，垂直于滑移面的运动。

螺形位错的基本特征：螺形位错无额外的半原子面，原子错排呈轴对称的；螺形位错线与伯氏矢量平行，因此螺形位错线的形状一定是直线，而且位错线的移动方向与晶

体的滑移方向垂直，纯螺形位错滑移面不是唯一的；螺形位错周围的点阵周围的点阵也发生弹性畸变，但是只有平行于位错线的切应变而无正应变，因此不会引起体积膨胀或收缩；螺形位错周围的点阵畸变随离位错线距离的增加而急剧下降；位错线与滑移线方向平行即柏氏矢量与位错线平行。

运动特点：

1. 在含有位错线的任何密排面上都可能进行滑移，易发生交滑移。
2. 不发生攀移。（倾斜为要点）

北航课件答案版本：

刃位错：螺位错：

柏氏矢量与位错线垂直 柏氏矢量与为错线平行

滑移面唯一 滑移面不固定

运动 运动

滑移易发生交滑移

攀移不能攀移

形状：形状

直线、平面曲线纯螺位错只能是直线

平面折线、环状

3.2.4 基本概念

1. 位错的应变能：由于位错周围存在着点阵畸变和应力场。晶体中增长的额外能量。
(公式)

线张力：使位错增加单位长度时增加的能量(公式)。

2. 刃位错的应力场特点：a. 刃位错的应力场中有正应力和和切应力两种分量，各种应力的大小与 r 不确定成反比，即离位错越远，应力的绝对值越小，但是当 r 大于 c 时，应力趋于无穷大，上述结果不适用于位错中心区。b. 各应力分量都不是 Z 的函数，与 z 无关，所以沿 z 轴改变位置时应力不变。C. 应力场对称于多余半原子面。d. 应力场中任一点的()总是大于()。E 滑移面上是无正应力，只有切应力，且切应力达到最大值，即 $y=0$ 时。

3. 刃位错与溶质原子交互作用特点:

a. 当位错与溶质原子有交互作用能 U 为负值时。溶质原子与位错的交互作用使总应力降低。此时溶质原子应互相吸引, 反之, 若 U 为正值, 则两者互相排斥。b. 尺寸较大的溶质原子和间隙原子都会被位错的膨胀区吸引从而聚集在正刃型位错的下部, 较小的原子和空位都趋向于聚集在正刃型位错上部的压缩区。

4. 螺位错的应力场特点: a. 螺形位错的应力场中没有正应力分量. 只有两个切应力分量。b. 切应力的大小与 $()$ 无关, 只与 r 有关, 即在同一半径 r 上, 无论 $()$ 角多大, 切应力都是相等的。因此空位错的应力场是轴对称的。C. 切应力的大小与 r 成反比, r 增大时, 切应力减小, 但位错中心区的畸变太大, 不符合连续弹性介质的假设。

5. 螺位错于溶质原子的交互作用: a. 螺位错是纯应力场, 与球形对称的点缺陷无交互作用。b. 非球形对称的点缺陷可能与螺型位错发生交互作用。

6. **攀移**: 刃型位错垂直于滑移面的运动, 实质就是多余半原子面在垂直滑移面的方向上伸长或缩短。

7. **交滑移**: 当螺型位错在水平滑移面 k 的运动受阻之后, 就可能转移到与原滑移面相交的垂直滑移面上继续运动, 这个过程称为交滑移。

8. 割阶对位错运动的影响: a. 两个刃型位错交割形成刃型位错的割阶, 使原位错线变长, 能量增加, 也就是形成时都需要供给能量, 即割阶阻断位错运动。b. 刃位错与螺位错形成的割阶, 认为磋商的割阶不其阻碍作用, 螺位错上的割阶, 可能 $()$ 下一空位或间隙原子, 使位错的运动受到阻碍。C. 多割阶下, 对若是刃型位错上的割阶, 影响不大。螺型位错上的割阶在位错继续移动时起了钉扎作用, 因此割阶之间的位错线只能向运动方向弯曲。

9. 单位位错: 通常把伯氏矢量等于单位点阵矢量的位错称为单位位错。

扩展位错: 两个不全位错在同一滑移面上, 且柏氏矢量的夹角小于 $\pi/2$. 即具有同号的分量, 因此他们必然相斥而分开, 在两个分开的位错之间夹着一片堆垛层错, 这种位错组成态称为扩展位错。

堆垛层错: 实际晶体结构中, 密排面得正常堆垛顺序可能遭到破坏和错排, 称为堆垛层错, 简称层错。

层错能：堆垛层错使晶体能量升高的部分称为堆垛层错能。

全位错：柏氏矢量等于点阵矢量或其整数倍的位错。故全位错滑移后晶体原子排列不变。

不全错位：其柏氏矢量不等于点阵矢量整数倍的位错。不全位错滑移后原子排列规律发生变化。

部分位错：伯氏矢量小于点阵矢量的位错

实际晶体中位错的伯氏矢量不能是任意的，它要符合晶体的结构条件和能量条件，晶体结构条件是指伯氏矢量必须连接一个原子平衡位置到另一个原子平衡位置，能量条件是 b 越小越稳定。

10. 面心立方晶体中的位错与位错反应(比较复杂，详见教材 106-114)

位错反应的条件：

a 几何条件：按照伯氏矢量守恒性的要求反应后诸位错的伯氏矢量之后应该等于反应前诸位错的伯氏矢量之和。

b 能量条件：位错反应必须是一个能量降低的过程，反应后各位错的总能量应该小于反应前各位错的总能量。

面心立方晶体中，有两种重要的不全位错：肖克利不全位错和弗兰克不全位错

扩展位错：通常把一个全位错分解为两个不全位错中间夹着一个堆垛层错的整个位错组态称为扩展位错

3.2.5 根据位错理论，简述细晶强化、加工硬化、固溶强化及粒子强化(绕过粒子及切割粒子两种情况)的微观机制。

细晶强化：由霍尔—配奇公式 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$ ，晶粒细化后 σ_s 增大相当于屈服强度增大，故细化晶粒可以达到强化的目的，主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高宏观表现为晶界比晶内具有较高的强度和硬度。

加工硬化：由于位错间交互作用产生位错增殖，{立错密度急剧增加，位错难于移动.位错交割形成大量割阶，钉扎位错，位错交割形成位错网，位错反应形成 Lomer 或

Lomer- Cottrell 位错锁，以上都会阻止位错的运动滑移都有利于硬化。

固溶强化：由于位错与溶质原子的交互作用而产生的强化。溶质原子的存在会产生晶格畸变和弹性应变场阻碍位错的正常运动，溶质原子可能会与位错产生弹性交互作用、化学交互作用、以及静电交互作用：位错运动时会改变溶质原子的分布情况引起系统能量升高，由此也会增加滑移变形的抗力。（或者更简单的解释：溶质原子会向位错偏聚，形成溶质气团，降低位错的应变能和系统能量，位错变得稳定从而难以移动）

粒子强化： a：绕过粒子：强化效果取决于粒子尺寸以及粒子间距，与粒子本性无关。运动中心位错在滑移面上受到第二相质点阻碍时，如质点尺寸和间距较大，则位错线将绕其弯曲，且形成包围质点的位错环，同时原位错继续前进，但位错间这种方式运动所受阻力大。b：切割粒子：第二相强度不大时，可随基体一起变形，且第二相质点与位错间作用力不足以把位错组织钉在质点处时，位错会直接切过质点使质点分成两部分，除质点周围应力场阻碍位错运动外，质点本身对位错亦有阻力。强化效果取决于粒子的本性(界面共格错配度、界面能、弹性模量差、层错能差、有序度等)

3.2.6 简述位错的起源机制及增殖机制与观察位错的基本方法。

小角度晶界、大角度晶界，小角度晶界的位错模型，大角度晶界的 CSL 模型，晶界偏析。

答：位错的起源： a.温度剃度热应力引起的塑性变形

b.生长晶体自重引起的塑性变形

c.籽晶粒中位错的遗传

d.液体对流引起的晶体的塑性变形

e.空间集团的崩溃

f.多相材料线膨胀系数的差别

g. 晶体表面微缺口应力集中

增殖机制： F-R 源增殖。由于钉扎作用使位错线只能弯曲运动并不断扩展，形成了一个又一个位错环，造成了位错的增殖。（详见教材 104）

观察位错的方法： a 间接测量晶体的物理性质变化 b 晶体生长表面形貌的观察 c 表面腐蚀(蚀抗法) d 缀饰法 e 利用电镀透射电镜观察 f 利用 STM 观察

小角度晶界：相邻晶界的取向差小于 $10^{\circ}\sim 15^{\circ}$ 度时形成小角度晶界。

大角度晶界：晶粒之间的取向差约在 $30^{\circ}\sim 40^{\circ}$ 度的晶界。

小角度晶界的位错模型：**A** 对称倾转晶界，可以认为是由一系列平行的同号刃型位错垂直排列而成。**B** 非对称倾转晶界是由两组柏氏矢量(或多于半原子面)互相垂直的刃型位错构成。**C** 扭转晶界是由两组螺形位错交叉成网格面构成的。晶界的原子在位错中不吻合。

大角度晶界 CSL 模型：在大角度晶界上，既有不属于任一晶粒的原子也有同时属于两个晶粒的原子，并由于取向不同的两个晶粒的共同作用。晶界上的原子既有受压缩的地区，也有受拉伸的的地区，这就是大角度晶界的重合位置点阵模型。

晶界偏析：溶质或杂原子在晶界上聚集的现象。

面缺陷：晶界，小角度晶界，大角度晶界，共格孪晶界和层错

相界：共格界面，半共格界面，非共格界面

表面晶界的基本特征：

晶界的高能量

a 位错运动的不可逾越的障碍： Hall-Petch 关系、细化晶粒同时提高金属材料常温强度、塑性与韧性的唯一方法

b 原子扩散的快速通道：

c 固态相变形核之场所：

d 溶质原子平衡偏聚的场所：晶界偏聚对材料物理、化学、力学性质及加工制备工艺性能具有重要影响。

e 腐蚀、氧化、熔化等自晶界开始

f 高温变形之薄弱环节：晶界滑动、晶界迁移

g 晶粒易长大

扭转小角度晶界：由两列柏氏矢量互相垂直的螺位错组成（螺位错网）

倾斜小角度晶界：由刃位错墙组成

大角度晶界：结构复杂，重合位置点阵模型（CSL 模型）的适用及局限

晶界的性质：晶界的高能量

位错运动的不可逾越的障碍：Hall-Petch 关系 ($\sigma_s = \sigma_0 + k_d \cdot d^{-1/2}$ $\sigma_{ss} = \sigma_0 + k_d \cdot d^{-1/2}$)、细化晶粒的同时提高金属材料常温强度、塑性与韧性的唯一方法：

·原子扩散的快速通道

·固态相变形核之场所

溶质原子平衡偏聚的场所：晶界偏聚对材料物理、化学、力学性质及加工工艺性能具有重要影响。

—降低晶界能

—晶界结合力提高

—晶界结合力降低或变脆

腐蚀、氧化、熔化等自晶界开始

晶粒易长大

高温变形之薄弱环节：晶界滑动、晶界迁移

晶界迁移的驱动力

相邻晶界内能差

晶界自由能差：小晶粒缩小消失，大晶粒长大

应变能差：高应变晶粒缩小消失，低应变晶粒长大

表面自由能：表面曲率引起的晶粒内部附加压力

正曲率晶粒缩小，负曲率晶粒长大

小晶粒缩小，大晶粒长大（马太效应）

影响晶界迁移的因素：

温度 $D = D_0 \exp(-Q/RT)$

晶界能：小角度晶界、低能晶界

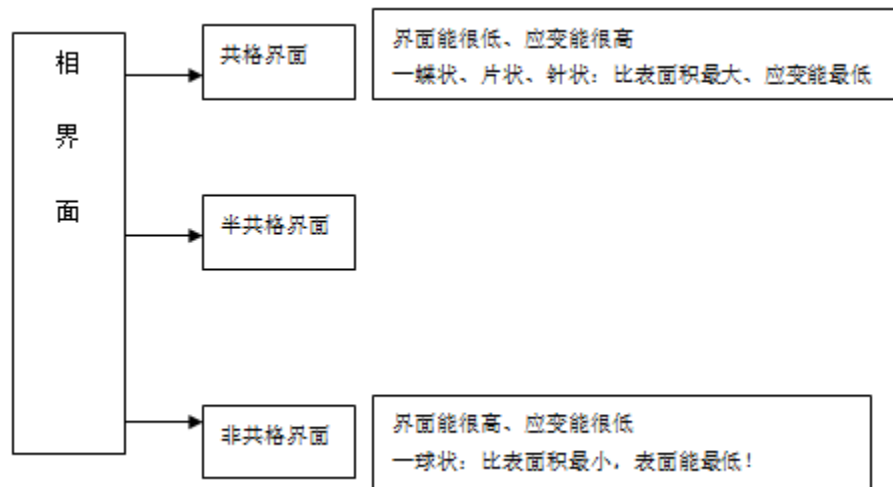
晶粒内晶体缺陷密度及均匀性：

晶界元素偏析情况

晶界第二相：

晶界结构（锯齿状晶界、弯曲晶界等）

晶体性质（晶体结构、熔点、原子间结合力、层错能等）



沉淀强化：位错切割粒子，强化效果取决于粒子的本性。故利用共格粒子沉淀强化是强化高温结构材料的主要途径之一

弥散强化：位错绕过粒子，强化效果只取决于粒子的尺寸 d （粒子间距），与粒子本性无关。

3.2.7 试述晶界对金属材料常温及高温力学性能的影响规律并分析其机理。

常温下：晶粒细化，晶界增多材料强度塑性提高，因为晶界强度大于晶内强度，晶界是位错不可逾越的障碍，所以细化晶粒，强度提高；晶界偏聚对材料物理化学力学性质及加工工艺性能具有重要影响。晶界是溶质原子平衡偏聚的场所：晶界使材料的耐蚀性能下降，腐蚀自晶界开始。

高温下：晶界处存在一定的粘滞性，高温时晶界会先于晶粒迁移滑动而蠕变，晶界是原子扩散的快速通道，晶粒容易长大，晶界是固态相变形核的场所。即晶界强度小于晶内强度，所以晶粒细化会造成材料高温强度下降，晶界是材料高温变形的薄弱环节：腐蚀、氧化、熔化等自晶界开始。

晶界的总体特点：

- a 晶界上原子扩散数率比晶体内部快。因其晶界上结构比较松散，能量较高不稳定；
- b 常温晶界使得金属强度得以提高，因为晶界能量很高，改变它需要克服很大的能阻；
- c 温度较高时，原子动能大，就会发生界面平有化和晶粒长大的过程，因为这样可以使其晶界面节减少，总能量降低，从而使系统更稳定；

d 当应力和腐蚀共同作用时，晶界处往往是容易产生断裂的薄弱环节，因为在腐蚀性介质中，晶界上的原子不稳定，腐蚀速率比晶粒内部快；

e 晶界偏析产生溶质或杂质原子在晶界上富集，使晶界强化，还可以使回火脆化，晶界强化由于杂质原子填充了松散的晶界。回火脆化是因为晶界上富集了有害的杂质。

3.2.8 晶界迁移的驱动力及影响晶界运动的主要因素。

晶界迁移的驱动力：

a 相邻晶粒内能差，包括晶界自由能差(小晶粒缩小消失，大晶粒长大)和应变能差(高应变晶粒消失，低应变晶粒长大)；

b 表面自由能：表面曲率引起的晶粒内部附加压力(正曲率晶粒缩小，负曲率晶粒长大：小晶粒缩小大晶粒长大又称为马太效应；

影响晶界运动的因素：①温度（公式）②晶界能：小角度晶界，低能晶界不易迁移③晶粒内晶体缺陷密度及均匀性④晶体元素偏析情况⑤晶界第二相对晶界运动有阻碍作用⑥晶界结构(锯齿状晶界，弯曲状晶界更不易运动)⑦晶体性质(晶体结构，熔点，原子间结合力，层错能等)。

3.2.9 共格、半共格及非共格相界面结构及相界面结构对相形态的影响。

共格界面：界面能低但是应变能高，界面上的原子同时位于相邻两晶格的阵点上，为两相所共有，两相的晶格在界面上互相平行衔接，相界面成一一对应匹配关系，这种相界面称共格相界面。

影响：共格界面使晶粒趋于碟状、片状、针状从而使比表面积最大应变能最低。

半共格相界面：界面由共格区和非共格区相间组成的，两相的原子在界面上只是部分的相匹配，称半共格相界面。

影响：界面能较共格界面升高，使晶粒趋于椭球形。

非共格相界面：界面能很高、应变能很低，完全没有共格关系的界面。

影响：界面能升高，使晶粒趋于球状从而使比表面积最小表面能最低。

3.2.10 从原子扩散及晶界运动观点出发，试述强化高温金属结构材料可采取的主要方法。

思考思路如下：降低原子扩散速率；阻碍位错运动与交滑移；阻碍晶界滑移与迁移；阻碍晶粒长大

具体方法如下：

- a 基体材料：高熔点金属;高原子间结合力材料(金属间化合物等) ;致密的晶体结构(FCC 、HCP , TCP) 、低的层错能;
 - b 合金元素：加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化;
 - c 低界面能共格粒子沉淀强化(粒子长大驱动力小) ，目前在先进的 Ni 基高温合金中常用
 - d 高稳定性粒子弥散强化:
 - e 晶界强化：阻止晶界滑动，晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等;
- 微合金化降低晶界能(填充晶界空位)：降低晶界移动性、阻止晶界迁移:
- 减少晶界(粗晶粒)；
- 消除横向晶界：定向凝固柱状晶合金
- 消除全部晶界：单晶合金：

3.3 重要题型演练

1、解释下列概念

空间点阵：一系列在三维空间按周期性排列的几何点称为空间点阵

扩散：物质中的原子或分子由于能量升高而迁移到邻近位置，这种微观过程及由此引起的现象称为扩散

相律：定量地表示出系统自由度与相数的关系 $F=C-P+2$

攀移：刃形位错在垂直于滑移面方向上的运动称为攀移

晶界：属于同一固相但位向不同的晶粒之间的界面称为晶界，它是一种内界面

2、简要叙述

- (1) 位错伯氏矢量的物理意义
- (2) 刃形位错和螺形位错的基本特征及运动特点
- (3) 位错反应的条件

答：

(1) 伯氏矢量是一个反应位错周围点阵畸变总累积的物理量

(2) 见本章考试笔记

(3) 位错反应的条件 a 几何条件：按照伯氏矢量守恒性的要求反应后诸位错的伯氏矢量之后应该等于反应前诸位错的伯氏矢量之和，即 $b_b + b_a = b_c$ b 能量条件：位错反应必须是一个能量降低的过程，反应后各位错的总能量应该小于反应前各位错的总能量。

3、从扩散和晶界运动观点出发，简述强化高温金属结构材料的基本方法

答：

a 基体材料：高熔点金属；高原子间结合力材料(金属间化合物等)；致密的晶体结构(FCC、HCP、TCP)、低的层错能

b 合金元素：加入高熔点、难扩散合金元素固溶强化

c 低界面能共格粒子沉淀强化（粒子长大驱动力小），目前在先进的 Ni 基高温合金中常用

d 高稳定性粒子弥散强化：ODS

e 晶界强化：阻止晶界滑动：晶界上析出第二相粒子钉扎晶界、锯齿状晶界、弯曲晶界等；

微合金化降低晶界能（填充晶界空位）：降低晶界移动性、阻止晶界迁移；

减少晶界(粗晶粒)；

消除横向晶界：定向凝固柱状晶合金；

消除全部晶界：单晶合金；

4、简述加工硬化、细晶强化、固溶强化、粒子强化的位错机制。

答：见本章考试笔记。

第 4 章 金属的塑性变形

4.1 复试笔试题睛

本章主要考察内容：塑性变形的常见概念（理解记忆），塑性变形后的组织性能变化，四种强化及其微观机制，加工硬化曲线，细晶强化。本章占分值较高，基本在 15-25 分左右。论述题为主。

4.2 复试笔试重难点知识

4.2.1 金属的塑性

金属在外加应力作用下发生永久变形而不破坏的现象称为金属的塑性，其大小通过断裂延伸率或者断面收缩率表征

塑性变形：在外加应力超过弹性极限后材料发生的不可恢复的永久变形称为塑性变形。

塑性变形的意义：塑性变形使材料具有优良的冷热加工成形能力，材料能够发生塑性变形是各种机械加工的基础。

塑性变形可以使材料产生加工硬化而提高材料的强度，同时加工硬化使材料具有优良的抗过载能力和使用安全性---加工硬化今避免变形集中---材料均匀变形---冷加工热加工成型成为可能；零件局部过载---塑性变形---加工硬化---材料强度提高---不但不会失效、承载能力反而提高、使用安全：加工硬化→避免变形集中、均匀变形、均匀承载、零件材料潜力得以充分利用。

4.2.2 滑移、滑移系、滑移线、滑移带、交滑移、多滑移

滑移：在外力作用下晶体的一部分相对于另一部分沿一定晶向和晶面相对滑动的过程。

滑移系：一个特定的滑移面和该面上的一个滑移方向组成一个滑移系。

滑移线、滑移带：把在电镜下看到的细线称为滑移线，光学显微镜下看到的线称为滑移带。

交滑移：两个或多个滑移面沿共同滑移方向同时或交替滑移，称为交滑移。

多滑移：若有几组滑移系相对于外力轴的取向相同，分切应力同时达到临界值，或由于滑移时的转动使另一组滑移系的分切应力也达到临界值，则滑移就在两组或多组滑

移系上同时或交替地进行，这种过程叫"双滑移"或"多滑移"。

4.2.3 分切应力与临界分切应力、影响临界分切应力的主要因素

分切应力：切应力在滑移方向上单位滑移面积上的分量。

临界分切应力：开动滑移系所需的最小切应力。

影响临界分切应力的主要因素：

a 晶体结构： BCC 较 FCC 高得多；

b 杂质含量：溶质原子偏聚于位错线形成各种气团，位错被溶质原子钉扎而难以开动， t_c 很高；

c 温度：温度越低，溶质钉扎越强，扩展位错越难束集，位错越难运动， t_c 越高；

d 晶体取向。

4.2.4 单晶体塑性变形的的基本方式是滑移和孪晶

滑移：在切应力作用下晶体沿特定晶面上特定晶向产生相对平移滑动的现象。

滑移的结果：在晶体表面留下永久变形(塑性变形)台阶(滑移线或滑移带)。

滑移的特点：

a 滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹(滑移台阶：滑移线、滑移带)，不改变晶体位向，在晶体内部没有变形之痕迹(但位错、空位等晶体缺陷密度增加)；

b 变形极不均匀(变形局部化)：滑移集中于滑移带中，滑移带之间晶体不发生任何变形；

c 变形量几乎不受限制，可以很大(无穷大、超塑性)。

滑移的机理(本质)：晶体内部位错的运动、而不是晶体的整体刚性滑动。

单晶体的塑性变形：晶体内部位错不断运动、晶体内部位错不断增殖、位错不断逸出晶体表面并在晶体表面产生永久变形台阶的过程。

滑移面及其上的一个滑移方向组成一个滑移系，晶体中滑移系的多寡(尤其是滑移方向)代表着晶体的塑性变形能力的高低。

孪晶变形的条件：在滑移系很少的晶体中：低温滑移系难开动时：高速冲击载荷下。

孪晶变形的特点：

a 晶体整体的均匀切变，相邻晶面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不变；

b 本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体之取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向；

c 变形后在晶体表面形成表面浮凸(Surface Relief) 或表面倾侧 (Surface Tilting)；

d 变形后在晶体内部晶体取向改变，在晶体内部留下变形痕迹。

4.2.5 多晶体的塑性变形

多晶体塑性变形的特点：

a 必须有至少五个以上的滑移系同时开动，才能保证变形过程中晶界处的连续性及相邻晶粒变形的协调性---多晶材料已开始变形就处于多滑移段，加工硬化指数高！

b 位错受晶界的强烈阻碍，屈服应力高！

c 不同晶粒位向不同，变形不同时性与不均匀性！

多晶体的屈服强度：多晶体的屈服强度符合 Hall-Petch 关系；在常温下细化晶粒可以提高强度。晶体结构对强化的影响作用不同：体心立方晶体细化晶粒对强度的提高更明显，而面心立方晶体通过细化晶粒提高强度没有体心立方晶体效果明显。

4.2.6 比较单晶与多晶金属塑性变形的特点

①单晶只需一个滑移系开动，滑移容易，加工硬化指数低，晶体表面出现细长均匀的滑移系；多晶滑移至少 5 个以上滑移系同时开动，才能保证变形过程中晶界处的连续性及相邻晶粒变形的协调性，加工硬化指数高②多晶材料开始变形就处于多滑移阶段. 单晶经一段过程后发生交滑移③多晶位错受晶界阻碍强，屈服应力高④多晶不同晶粒取向不同，变形不同时且不均匀。

北航课件答案版本：

滑移只在晶体表面留下滑移变形痕迹（滑移台阶：滑移线、滑移带），不改变晶体位向，在晶体内部没有变形之痕迹（但位错、空位等晶体缺陷密度增加）单晶变形后在晶体表面形成表面浮凸或表面倾侧，晶体内部取向改变，在晶体内部留下变形痕迹。

滑移变形极不均匀（变形局部化）：滑移集中于滑移带中，滑移带之间晶体不发生任何变形。

单晶变形使晶体整体发生均匀切变，相邻面间位移小于一个原子间距，原子间位邻关系不变。

滑移的变形量几乎不受限制，可以很大（无穷大、超塑性）。

孪晶本身变形量很小，对变形的贡献在于改变晶体之取向，使原来处于硬取向方向的晶体转向可滑移的软取向方向。

4.2.7 塑性变形后金属和合金显微组织及性能变化

a 组织结构变化： a 晶粒拉长(Elongated Grains)：形成显微组织、带状组织 (Cbanded structure);

b 晶体转动与拉长：产生变形织构(Deformation Textures)、性能各向异性 (CANisotropy);

c 晶体内部位错密度、孪晶密度、空位浓度急剧提高，形成各种位错亚结构 C (DislocationSubstructures);

d 晶格常数增加;

e 某些金属可能产生应变诱发相变;

力学、物理及化学性能:

a 力学性能: 加工硬化—强度显著提高、塑性显著降低;晶格严重畸变—产生较高的残余应力(Residual Stresses);

b 物理性能: 密度降低、电阻增加、导热性降低 Density ‘ Electric Resistance, Heat Conductivity, ;

c 化学性能耐蚀性降低 Corrosion resistance;

4.2.8 何谓加工硬化、固溶强化、细晶强化与粒子强化(弥散强化、沉淀强化)?从位错理论出发简述其强化的微观机制。

加工硬化: 塑性变形时, 随变形量增加, 金属的抗变形能力不断提高, 其强度硬度上升, 塑性、韧性下降, 这种现象称为加工硬化。(机制: 大量位错的运动, 增殖和交互作用。由于滑移系取向最有利方向, 钉扎塞积等因素, 所受阻碍大, 得到强化)

固溶强化: 往金属中添加定量的溶质原子使此金属得到强化。(机制: 钉扎机制)

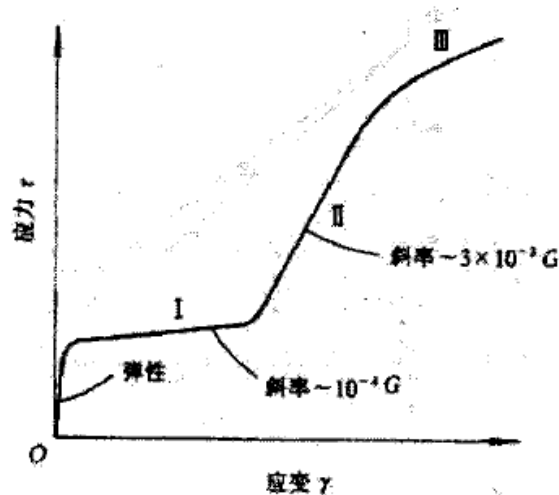
细晶强化: 减小晶粒尺寸或增加晶界使之强化。(机制: 晶界增多导致塞积增加或加剧, 位错受阻增大, 流应力提高)

粒子强化: ①弥散强化: 通过位错线绕过产生很多位错环, 使合金得到强化(机制:

产生大量位错环，使后续位错前进受阻增大，流应力提高)②沉淀强化：位错切过第二相质点。

4.2.9 画出 FCC 金属单晶体的典型加工硬化曲线，简述该曲线三个阶段的基本特征及其位错机制，分析晶体位相、晶体结构等因素对单晶体加工硬化曲线的影响

(1) FCC 金属单晶体的典型加工硬化曲线如下图：



面心立方单晶典型的
应力-应变(τ - γ)曲线示意图

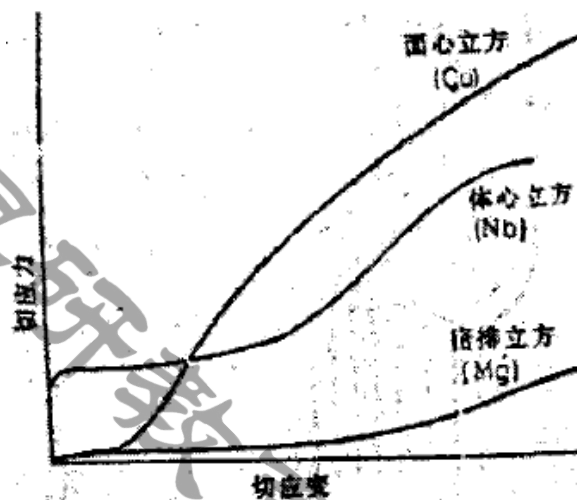


图 7.22 三种典型晶体结构单晶体的
应力-应变曲线

(2) 三个阶段及位错机制

I: Single-Slip Stage 加工硬化指数很低只有一个滑移系开动，滑移容易，加工硬

化指数很低，晶体表面出现细长均匀的滑移线

II: Multi-Slip Stage 加工硬化指数很高由于晶体转动，两个以上滑移系同时开动，多个滑移系之间发生位错交割(形成割阶、网络、缠结)、位错反应(形成 L-C 位错锁等)：加工硬化强烈、加工硬化指数高，由于层错能低，难交滑移.线性硬化阶段很长

III: Cross-Slip Stage (Dynamic Recovery Stage) 加工硬化指数随变形增加而降低，在外力作用下，扩展位错束集，位错发生交滑移，异号位错抵消，加工硬化指数随应变增加而降低

(3) FCC 晶体：屈服应力低，但难交滑移，加工硬化指数高，线性硬化阶段很长

BCC 晶体：屈服应力高，极易交滑移，加工硬化指数低，第二阶段很短

HCP 晶体：屈服应力低，滑移系很少，第一阶段很长

4.2.10 写出 Hall-Petch 关系式。简述金属材料的细晶强化机理（18 年考过）。

屈服强度 $\sigma_s = \sigma_0 + k d^{-1/2}$, d 为多晶体中各晶粒平均直径。

机理：由于晶界上点阵畸变严重且晶界两侧的晶粒取向不同，因而在晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源运动。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。而且晶粒细化使晶界出应力集中，从而使开始滑动的应力增大，即屈服强度增高。

4.3 重要题型演练

1、何谓加工硬化、固溶强化、细晶强化与粒子强化，解释其强化的微观机制？

答：见本章考试笔记。

第 5 章 变形金属的回复与再结晶

5.1 复试笔试题睛

本章主要考察内容：回复、再结晶的组织、性能变化及影响因素，金属固态相变特点，细化晶粒基本方法及机理，材料的强化方法。本章占分值较高，基本在 15-25 分左右。论述题为主。

5.2 复试笔试重难点知识

5.2.1 再结晶、二次再结晶、动态回复与动态再结晶、形变织构与再结晶织构、冷加工与热加工

再结晶：在变形和回复的基体上，通过形核和长大形成基本无应变的新晶粒的过程。再结晶的驱动力是变形金属经回复后未被释放的存储能

二次再结晶：当主体晶粒的长大受阻或加热温度足够高时，少数晶粒能克服障碍不成比例长大，从而发生反常晶粒长大的过程。

静态回复与动态再结晶：是在高温塑性变形过程中进行的软化过程。

形变织构与再结晶织构：存在某种特定的取向关系，这些取向关系可以认为是长大速率或晶界迁移速率与取向有关的结果

冷加工：冷轧，冷冲压，冷旋压，冷拔，冷挤压。

热加工：锻造，热轧，热挤压，在金属再结晶温度以上对金属进行塑性变形。

5.2.2 试述冷变形金属加热过程中（回复、再结晶过程中）组织结构及性能变化情况。（详见教材 193 页）

冷变形金属经重新加热退火之后其组织和性能会发生变化观察不同温度下变化的特点可将退火过程分为回复、再结晶、和晶粒长大三个阶段。回复是指新的无畸变晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段；再结晶是指出现无畸变的等轴新晶粒取代变形晶粒的过程；晶粒长大是指再结晶之后晶粒的继续长大。

组织结构：回复：①点缺陷及晶格弹性畸变消除②位错密度显著降低③形成亚晶及亚晶合并

回复阶段由于不发生大角度晶界的迁移，所以晶粒的形状和大小与变形态相同，仍保持纤维状或者扁平状，从光学显微镜下几乎看不出来变化

再结晶：完全无应变的等轴晶组织。再结晶阶段首先在畸变度大的区域产生新的无畸变晶粒的核心，然后逐渐消耗周围的变形机体而长大直至形变组织完全变为新的无畸变细等轴晶粒为止。

性能变化：回复—①内应力急剧降低②电阻显著降低③密度增加，强度提高，耐腐蚀性提高

再结晶—①内应力完全消除②强度硬度降低③塑性大幅提高④密度急剧增加

5.2.3 试述影响再结晶过程及再结晶晶粒度的主要因素；

简述回复过程及再结晶形核的微观机制

(1) 影响再结晶温度的因素（冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度）：

a 变形程度的影响：变形程度越大储能越多，再结晶的驱动力越大，再结晶温度越低

b 原始晶粒尺寸：金属的原始晶粒越细，则变形抗力越大，冷变形后储存的能量越高，再结晶温度越低

c 微量溶质原子：微量溶质原子的存在能显著提高再结晶温度。可能是由于溶质原子与位错及晶界间交互作用，使溶质原子在位错和晶界处偏聚阻碍位错滑移和晶界迁移，不利于再结晶形核和核长大，阻碍再结晶过程

d 第二相粒子：比较复杂

e 再结晶退火工艺参数：加热速度、加热温度与保温时间等退火工艺参数对变形金属的再结晶有着不同程度的影响

(2) 再结晶晶粒大小的影响因素

a 变形度的影响：当变形度很小时晶粒尺寸即为原始晶粒尺寸，当变形程度增大到一定数值后（临界变形度），得到特别粗大的晶粒（在临界变形度时再结晶晶粒尺寸最大），在超过临界变形度后，变形度越大，晶粒越细化

b 退火温度的影响：退火温度对刚完成再结晶时晶粒尺寸的影响比较弱，但是提高再结晶温度可使再结晶的速度显著加快，临界变形度数值变小。在再结晶完成后的晶粒长大阶段，温度越高，晶粒越粗

（注意：PPT 上为影响再结晶的因素，不知道是影响再结晶晶粒度的因素还是影响再结晶温度的因素 a 变形量：存在最小临界变形量；过大变形引起织构 b 再结晶加热温度 c 塑性变形温度 d 合金纯度 e 原始合金晶粒度）

(3) 回复过程：冷变形金属退火时发生了点缺陷及点缺陷群的消除，位错相消和新排列，多边化或亚晶的形成和长大，再结晶晶粒形成等组织变化的阶段。

(4) 再结晶形核：由小角度晶面和与之相连接的具有较大取向差的界面间交互作用能作为驱动力，亚晶间的聚合导致再结晶形核。

(5) 再结晶结束后晶粒长大过程，晶界移动的驱动力通常来自总的界面能的降低。晶粒长大按其特点可以分为两类：

a 正常晶粒长大，表现为大多数晶粒几乎同时逐渐均匀长大

b 异常晶粒长大：少数晶粒突发性的不均匀长大

正常晶粒长大的驱动力是降低其总的界面能，通过大角度晶界的迁移来进行。

影响晶粒长大速度的因素有：a 温度：温度越高晶粒长大速度越快

b 分散相粒子，分散相粒子对晶界有阻碍作用从而使晶粒长大速度降低

c 晶粒间的位相差，晶粒间的位相差越大，则晶界能和扩散系数越大，晶界迁移速度越快

d 杂质与微量合金元素：一般会显著降低晶界迁移速度

异常晶粒长大，又称为不连续晶粒长大或者二次再结晶，它发生的基本条件是正常晶粒长大过程被分散相微粒，织构或表面的热饰沟等所强烈阻碍，当晶粒细小的一次再结晶组织被继续加热时，上述阻碍晶粒长大的因素一旦被消除，少数特殊晶界将迅速迁移，这些晶粒一旦长大到超过他周围的晶粒时就会越长越大直至相互接触形成二次再结晶，二次再结晶的驱动力来自界面能的降低。

(6) 回复的位错机制：异号位错互相抵消，位错重新排列，形成位错墙（小角度晶界），

再结晶形核的位错机制：亚晶的合并（在晶界位错的攀移或者滑移），亚晶的长大，大角度晶界的弓出。

5.2.4 A、B 三种金属在室温下塑性变形，变形后发现 A 具有纤维状晶粒且其亚结构为

位错胞，B 具有细小的等轴晶组织，试分析其原因。

A 经过了动态回复，通过位错重组形成了位错密度较低的胞状组织，回复得越多胞壁组织越明显。当温度大约高于熔点一半时，胞壁成为位错的三维网络，故 A 变形后具纤维状晶粒且其亚结构为位错胞。B 是在应变速率较小，温度较高时，经动态再结晶，随着应变的增加周期地进行。每一次再结晶循环的结果，都使新的等轴晶粒取代变形晶粒，故 B 形成细小等轴晶组织。

5.2.5 简述固态相变的分类方法。

(1) 根据相变时热力学函数的变化。一级相变：相变时有体积变化及相变潜热释放的固态相变；

二级相变：相变时无体积变化及相变潜热释放，只有比热膨胀系数、压缩系数等变化。

(2) 根据相变时有无原子扩散：扩散型相变、非扩散型相变。

5.2.6 与凝固过程相比，试述金属固态相变的主要特点

①由于相变阻力大，相变的过冷度一般很大②固态相变都非自发形核③晶体缺陷对固态相变形核、生长及固态相变组织和性能具有决定性影响④新相与母相间往往存在严格的晶体学取向过程⑤相变历程复杂，往往经历溶质偏析—过渡相析出—稳定相析出等一系列历程。

5.2.7 简述扩散性相变的动力学特点：

- a 存在形核的孕育期
- b 转变量服从 Avrami 方程 $f = 1 - \exp(-k t^n)$
- c 转变温度时间关系符合 C 一曲线

5.2.8 简述马氏体相变的基本特征

①晶格切变②无扩散性③惯析面与取向关系④界面移动速度快且长大进程不需热激活作用⑤转变的可逆性⑥转变的不完全性。

5.2.9 综合运用物理冶金原理，试述细化金属材料晶粒的基本方法及机理

答：一、控制凝固过程：

- 1 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件

壁厚、强制冷却、内外"冷铁"，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5 微合金化处理

二：变形热处理，即通过塑性变形后再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

三：固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒

5.2.10 金属材料的强化方法

一、获得无位错的理想晶体（晶体的理论强度）：

→ 除尺寸很小的晶须外，迄今无法制备：→ 一旦屈服，几乎没有强度！

二、获得无位错的非晶态合金（晶体的理论强度）：

→ 没有塑性、没有加工硬化

→ 一旦屈服，几乎没有强度！

→ 变形集中（绝热剪切）

三、通过各种方法在晶体中引入尽可能高的各种晶体缺陷，尽最大可能增加位错移动的阻力：

→ 固溶强化！

→ 加工硬化！

→ 晶界强化！

→ 粒子强化（第二相强化）！

5.3 重要题型演练

1、名词解释

回复：新的无畸变晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段

再结晶：出现无畸变的等轴新晶粒逐步取代变形晶粒的过程

调幅分解：过饱和固溶体在一定温度下分解成结构相同、成分不同的两个相的过程。

铝合金的时效：经淬火后的铝合金强度、硬度随时间延长而发生显著提高的现象称之为时效，也称铝合金的时效。

2、从你所学过金属学原理知识出发，简述细化晶粒的方法有哪些？细晶强化为什么能够同时提高强度和塑性？

(1) 方法：一、控制凝固过程：

1. 加快冷却速度，获得较大过冷度（降低浇铸温度、提高铸型冷却能力、减小零件壁厚、强制冷却、内外“冷铁”，等等），使液态金属同时大量形成晶核。形核率和晶体长大速率都增大但是形核率增长的更快

2. 提纯熔体以扩大过冷度（深过冷）

3. 加强液态金属的流动（浇铸方式、机械搅拌与振动、电磁及超声搅拌与振动等等），使形成的枝晶打断和型壁晶体游离，这些枝晶碎片又可以成为新的结晶核心从而细化晶粒

4. 孕育处理，加入晶粒细化剂促进形核，即加入形核剂促进非均匀形核

5. 微合金化处理

二：变形热处理，即通过塑性变形后再结晶形成大量新的无畸变晶核细化晶粒

三：固态相变，即通过固态相变新相大量非均匀形核来细化晶粒

(2) 强度提高：主要是由于晶界处的原子排列不规则，晶界处杂质原子富集形成各种气团，而且晶界两侧的晶粒取向不同，因此常温下晶界的存在会对位错的运动起阻碍作用致使塑性变形抗力提高。

(3) 塑性提高：由于晶界上点阵畸变严重且晶界两侧的晶粒取向不同，因而在一侧晶粒中的滑移的位错不能直接进入第二晶粒，要使第二晶粒产生滑移，就必须增大外加应力，以启动第二晶粒中的位错源运动。因此对于多晶体而言，外加应力必须大至足以激发大量晶粒中的位错源动作，产生滑移，才能引起宏观的塑性变形。

3、影响原子扩散和再结晶的因素有哪些？

(1) 影响扩散的因素：

a 温度，温度是影响扩散速率最主要的因素，温度越高，原子热激活能量越大，越

易发生迁移

- b 固溶体类型，间隙固溶体的扩散激活能比置换固溶体的小，更易扩散
- c 晶体结构，体心立方结构的致密度较小，原子更易迁移
- d 晶体缺陷，位错晶界表面对原子扩散起着快速通道的作用
- e 化学成分，熔点高的金属自扩散激活能大，杂质对组元的扩散也有影响
- f 应力的作用，应力可以提供原子扩散的驱动力

(2) 影响再结晶温度的因素（冷变形金属开始进行再结晶的最低温度称为再结晶温度：

- a 变形程度的影响：变形程度越大储能越多，再结晶的驱动力越大，再结晶温度越低
- b 原始晶粒尺寸：金属的原始晶粒越细，则变形抗力越大，冷变形后储存的能量越高，再结晶温度越低
- c 微量溶质原子：微量溶质原子的存在能显著提高再结晶温度。可能是由于溶质原子与位错及晶界间交互作用，使溶质原子在位错和晶界处偏聚阻碍位错滑移和晶界迁移，不利于再结晶形核和核长大，阻碍再结晶过程



第 6 章 铝合金的热处理

分析历年真题发现有真题涉及到金属材料学部分知识，所以对其进行简单总结知识，由于该部分属于金属材料学教材，很难简单的讲透该部分知识，在这里给大家列了一下答题重点，如没学过该课程，需要去图书馆借一本金属材料学教材，并对铝合金部分详细看下强化的机理部分，这样才能更好地理解该部分知识。

相关知识答案要点：

铝合金热处理强化机制主要是时效处理和固溶处理，固溶处理强化效果不明显，但塑性可得到改善，时效处理分为自然时效和人工时效。时效处理是经固溶处理的铝合金于室温放置一段时间，或加热至某一温度后保温一段时间，过饱和的固溶体发生脱溶分解，其硬度、强度升高的现象。

时效作用的机理：1) 形成溶质原子偏聚区---GP 区 2) 形成 θ'' 相 3) 形成亚稳定的过渡相--- θ' 相 4) 析出平衡相--- θ 相

影响时效强化的主要因素：时效温度，失效时间，淬火工艺

具体详细讲解请翻阅金属材料学教材。



免责声明

该材料为考研咨询及专业课指导服务会员的内部材料，仅供会员同学们免费学习交流使用，不向非会员以外消费者及其他非特定群体发送。

本材料为非卖品，材料版权为负责该院校辅导团队所有，本材料印刷制作发货归本校的学长学姐操作，和红果研教育无直接利益关系，材料内容最终解释权归编辑此材料的本校学长学姐所有，会员学员不得以此材料获利及转让给非会员成员，如有发现侵权行为，后果自负。

以上声明最终解释权归红果研教育所有