

目录

上篇 北科大材料学院考研信息	1
1 材料学院、国家重点实验室介绍.....	1
1.1 基本情况介绍	1
1.2 师资力量	2
1.3 各研究室介绍	3
2 材料学院研招情况介绍.....	14
2.1 历年复试线及报录比.....	14
2.2 2013 年各研究室报考情况.....	15
2.3 初复试科目及其参考书目	16
2.4 复试录取方案	17
2.5 常见问题解答.....	20
中篇 材料科学基础复习重点	22
第 1 章 原子结构与键合.....	22
1.1 原子结构	22
1.2 原子间的键合	22
1.3 高分子链	22
第 2 章 固体结构.....	23
2.1 晶体学基础.....	23

2.2 金属的晶体结构.....	25
2.3 合金相结构	27
2.4 离子晶体结构	29
2.5 共价晶体结构	29
2.6 聚合物的晶态结构	29
2.7 非晶态结构	30
第 3 章 晶体缺陷	30
3.1 点缺陷.....	30
3.2 位错	31
3.3 表面及界面	34
第 4 章 固体中原子及分子的运动	37
4.1 表象理论.....	37
4.2 扩散的热力学分析	38
4.3 扩散的原子理论.....	39
4.4 扩散激活能	39
4.5 无规则行走与扩散距离.....	39
4.6 影响扩散的因素	39
4.7 反应扩散.....	40
4.8 离子晶体中的扩散	41



4.9 高分子的分子运动	41
第 5 章 材料的形变和再结晶	41
5.1 弹性和黏弹性	41
5.2 晶体的塑性变形	41
5.3 回复和再结晶	47
5.4 高聚物的变形特点	50
第 6 章 单组元相图及纯晶体的凝固	51
6.1 单元系相变的热力学及相平衡	51
6.2 纯晶体的凝固	51
第 7 章 二元系相图和合金的凝固与制备原理	54
7.1 相图的表示和测定方法	54
7.2 相图热力学的基本要点	54
7.3 二元相图分析	55
7.4 二元合金的凝固理论	60
7.5 高分子合金概述	62
第 8 章 三元相图	63
第 9 章 材料的亚稳态	66
9.1 纳米晶材料	66
9.2 准晶态	66
9.3 非晶态材料	66

9.4 固态相变形成的亚稳相	66
下篇 真题、解析及模拟试题	69
07-12 年材料科学基础试卷概要	69
2007 年硕士学位研究生入学考试试题	72
2008 年硕士学位研究生入学考试试题	82
2009 年硕士学位研究生入学考试试题	90
2010 年硕士学位研究生入学考试试题	97
2011 年硕士学位研究生入学考试试题	101
2012 年硕士学位研究生入学考试试题	110
2013 年硕士学位研究生入学考试试题	119
2014 年材料科学基础模拟试题	121
2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (1)	122
2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (2)	130
2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (3)	140
2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (4)	148

上篇 北科大材料学院考研信息

1 材料学院、国家重点实验室介绍

1.1 基本情况介绍

◆ 材料科学与工程学院

北京科技大学是我国材料科学与工程类人才培养与科技创新的重要基地之一，有着悠久的历史 and 优良的传统，材料科学与工程一级学科所覆盖的全部 3 个二级学科均可以追溯到建校初期。

学院拥有材料科学与工程一级学科博士点和博士后流动站，其覆盖的材料物理与化学、材料学、材料加工工程 3 个二级学科均可授予博士和硕士学位。

截止 2009 年底，学院教师承担的在研课题共 477 项，其中学国家 973 计划项目 16 项，国家 863 计划项目 28 项，国家自然科学基金 69 项，国防军工项目 58 项，国家攻关支撑计划及科技部项目 17 项，教育部科研项目 16 项，北京市政府科研项目 20 项，其它省部级 29 项，横向课题 224 项。2009 年度，学院教师发表学术论文 705 篇，其中 SCI 收录 170 篇，EI 收录 152 篇，ISTP 收录 52 篇；出版著作 17 部；获奖 19 项，其中省部级科技进步奖一等奖 4 项，二等奖 6 项，三等奖 2 项。

学院依托材料科学与工程学科建设的研究开发平台有 1 个国际研究机构、5 个国家与省部级工程（技术、转移、测试）中心、1 个国家大科学工程平台、2 个国家科技基础条件平台、9 个省部级重点实验室和工程（技术）研究中心以及 20 多个与地方、行业和企业共建的校—企联合实验室或基地。

◆ 新金属材料国家重点实验室

新金属材料国家重点实验室是 1989 年经国家计委和教育部审批立项、原冶金工业部批准，依托于北京科技大学、1991 年开始筹建；经过四年边建设、边研究、边开放，于 1995 年通过国家验收，开始正式运行。2003 年通过了科技部组织的首次正式评估。

实验室着力打造五个公共实验平台（材料制备与加工、微观结构分析、性能测试、物理模拟系统以及高性能计算模拟）。目前拥有先进的仪器设备共 1600 余台套，设备原值达 8000 余万元，其中 100 万元以上设备 22 台套，30 万元以上设备 43 台套，具备较完备的

材料合成与加工、性能测试与组织结构分析、数据计算模拟与安全服役评估的仪器设备和装置系统。实验室质量管理体系建设取得突破，通过了 CNAS 权威认证，测试结果在世界范围内具有法律效力。

实验室规划建设了五个研究合作平台（国家 111 创新引智基地滚动支持、国家优势学科创新平台、军工材料平台、轻合金国际研发中心、产学研合作平台）。正在成为金属材料基础研究和应用基础研究、聚集和培养优秀科技人才、开展高水平学术交流、科研装备先进的重要基地。

1.2 师资力量

◆ 材料科学与工程学院

截止 2010 年 9 月 1 日，学院有教职工共计 124 名，其中教师 110 人（含教授 53 人、副教授 41 人、讲师及以下人员 16 人），党政管理人员 14 人。教师中有中国科学院院士 3 人，中国工程院院士 2 人，国家级有突出贡献专家 3 人，省部级有突出贡献专家 2 人，长江学者奖励计划特聘教授 5 人，长江学者奖励计划讲座教授 2 人，国家杰出青年基金获得者 5 人，海外青年合作基金获得者 1 人、国家百千万人才工程第一二层次入选者 4 人，跨世纪优秀人才培养计划或新世纪人才支持计划入选者 17 人，北京市科技新星计划入选者 19 人。其中两院院士为柯俊、肖纪美、陈国良、葛昌纯、王一德，长江学者为谢建新、曲选辉、乔利杰、张济山、杨槐、姜勇。

◆ 新金属材料国家重点实验室

实验室主任兼书记由吕昭平教授担任，学术委员会主任由美国工程院院士、中国工程院外籍院士 C.T.Liu 教授担任，副主任由中国工程院院士、中南大学黄伯云教授担任。实验室现有固定人员 54 名，其中教授和研究员 29 人（博士生导师 26 人），副教授、副研究员和高级工程师 18 人，教师中博士学位人员占 100%。实验室人才培养和队伍建设成绩显著；有教育部创新研究团队 2 个，973 计划首席科学家 2 人，国家千人计划专家 1 人，国家“外专千人计划”入选者 1 人，国家自然科学基金杰出青年基金获得者 5 人，国家自然科学基金优秀青年基金获得者 1 人，教育部长江学者奖励计划特聘教授 7 人和讲座教授 1 人，百千万人才 3 人，教育部跨(新)世纪优秀人才 16 人，北京市科技新星 5 人。

1.3 各研究室介绍

研究室目录

◆ 材料学系

- 材料优化设计与生物医用材料研究室(刘国权 杨王玥 奚廷斐 郑裕东 官月平 曾燕屏 刘俊友)
- 材料相平衡与新材料设计研究室(杜振民 李长荣 郭翠萍)
- 材料学基础及材料各向异性研究室(杨平 毛卫民 陈冷 孟利)
- 高温材料及应用研究室(董建新 张麦仓 郑磊)
- 磁性材料及应用研究室(龙毅 强文江 叶荣昌 常永勤)
- 北京科技大学生物医用材料研究中心

◆ 材料加工与控制工程系

- 新材料制备与加工研究室(谢建新 刘雪峰 张志豪 黄海友 刘新华)
- 材料成形过程控制与模拟研究室(康永林 洪慧平 于浩 王开坤)
- 压力加工技术研究室(韩静涛 刘靖 张永军 王会凤)
- 材料成型理论及质量控制研究室(刘雅政 孙建林 宋仁伯 周乐育)
- 金属凝固与控制研究室(毛卫民 吴春京 余万华)
- 材料先进连接技术研究室(黄继华 赵兴科 张华)
- 金属功能材料制备与成形研究室(王自东 林国标 张鸿)
- 金属结构材料成形与应用研究室(任学平 周成 赵志毅 李静媛 王一德)

◆ 材料物理与化学系

- 材料的表面与界面研究室(王燕斌 耿文通 高克玮 杨会生 庞晓露 詹倩)
- 晶体缺陷与新一代结构材料研究室(万发荣 尚成嘉 杨善武 王学敏 郭晖)
- 纳米材料与器件研究室(张跃 顾有松 齐俊杰 黄运华 闫小琴)
- 先进功能薄膜材料及应用研究室(于广华 腾蛟 李明华 王海成)
- 高分子显示与能源材料研究室(杨槐 王丽萍 海明潭 曹晖 杨洲 王国杰 丁航军 王磊 王冬)
- 磁电子材料与光功能材料研究室(姜勇 刘泉林 徐晓光 苗君)
- 相结构与显微组织研究室(王燕斌 田文怀 曹林 纪箴)
- 纳米复合材料与绿色催化研究室(王戈 杨穆)

- 新型光电功能材料研究室（李立东 徐新军 贺芳 马宁）

◆ 无机非金属材料系

- 特种陶瓷粉末冶金与核材料研究室(葛昌纯 沈卫平 徐桂英 周张健 燕青芝 张迎春 王树明)
- 无机非金属结构材料研究室(孙加林 薛文东 李勇 曹文斌 陈俊红)
- 新能源材料研究室(赵海雷 陈宁 连芳)
- 功能陶瓷与器件研究室(张波萍 李妍)

◆ 粉末材料研究所

- 先进粉末冶金材料与技术北京市重点实验室
- 先进粉末冶金成形技术研究室(曲选辉 贾成厂 秦明礼 李平 范丽珍)
- 反应合成与纳米材料研究室(郭志猛 林涛 郝俊杰 罗骥 邵慧萍)
- 铁基粉末冶金零件与温压技术研究室(何新波 尹海清 杨霞 任树彬 果世驹)

◆ 功能材料研究所

- 绿色功能与超硬材料研究室(徐利华 徐晓伟 唐伟忠 李成明 宋建华)
- 磁功能及环境材料研究室(张深根 田建军 潘德安 孙爱芝 黑立富)

◆ 腐蚀与防护中心

- 环境断裂研究室(乔利杰 宿彦京 李金许 白洋 肖纪美 闫雨)
- 腐蚀控制系统工程研究室(李晓刚 何积铨 杜翠薇 高瑾 董超芳 卢琳 吴俊升 程学群 肖葵)
- 材料表面化学与技术研究室(何业东 沈卓身 王金伟 孔祥华 王德仁 曹江利 张津)
- 电化学工程与材料研究室(孟惠民 俞宏英 樊自 拴 王旭东 孙冬柏)
- 环境损伤评估与控制研究室(路民旭 曹备 柳伟 张雷 许立宁 杜艳霞)

研究室简介：

◆ 材料学系

材料优化设计与生物医用材料研究室

(刘国权 杨王玥 奚廷斐 郑裕东 官月平 曾燕屏 刘俊友)

本研究室主要研究方向有二：1) 高性能金属结构材料与优化设计；2) 生物医用材料。

其学术特色为实验研究与仿真/计算研究、理论基础研究、数据共享与挖掘有机结合，结构材料和功能材料两大领域并行发展。注重开展研究型教学、科学前沿及基础性研究，高度

重视学生成才与就业需求。

材料相平衡与新材料设计研究室

(杜振民 李长荣 郭翠萍)

材料相平衡与新材料设计研究室主要以相结构与相平衡、材料热力学和动力学，特别是计算热力学和由扩散控制的计算动力学为理论基础，从事材料组织控制、材料加工工艺优化、新材料设计等领域的科学研究工作，具有理论研究和实际应用紧密结合的特点。目前承担的研究课题涉及稀土功能材料、大块非晶材料、半导体材料、高强韧铝合金、新型镁合金、传统结构材料，如：超高强韧钢、微合金钢等；长期目标是为材料设计和新材料研发提供科学依据、为材料的组织控制和性能优化等构建理论支撑，逐步推动材料研究从经验设计向科学设计转变。

材料学基础及材料各向异性研究室

(杨平 毛卫民 陈冷 孟利)

基于工程材料发展的状况和本梯队成员的工作基础，本梯队将“材料学基础及材料各向异性研究”作为学术发展研究方向。且本研究室从事材料织构研究已经 20 多年，在国内外材料晶体学织构研究领域具有一定的影响和地位，拥有世界一流的材料微观结构和宏、微观织构研究和分析设备。

高温材料及应用研究室

(董建新 张麦仓 郑磊)

本研究室从事与高温材料相关的材料设计、材料冶金、材料力学行为研究、材料在服役条件下的组织稳定性以及材料设计及材料成型过程的模拟与仿真工作。近五年来主要进行的研究方向集中在以下 7 个方面：

- 1、合金的化学成分优化和工艺可操作性控制基础上的现有合金改进型研究；
- 2、高温合金领域新工艺和新合金的开发研究；
- 3、高温合金组织精确控制技术开发研究；
- 4、高纯净低偏析大锭型高温合金冶炼技术研究；
- 5、大型难变形高温合金热变形加工模拟控制技术指导下的开发研究；
- 6、高温部件服役中的变质、失效及剩余寿命估算的研究；
- 7、高温合金发展过程中的基础科学研究。

磁性材料及应用研究室

(龙毅 强文江 叶荣昌 常永勤)

本梯队以研究物质的磁性，开发新型高性能的磁性材料和它们的工业应用为目的。主要研究稀土永磁材料、各类软磁材料（金属合金、铁氧体材料及非晶、纳米晶材料）、磁热

效应材料、磁性液体、低维稀磁半导体材料的合成及其在小尺寸下的物理性能，半导体材料的参杂效应研究以及纳米材料的场发射效应研究等，另外，还研究磁性材料在应用中的性能设计以及各种磁应用技术（如磁性检测）。

北京科技大学生物医用材料研究中心

本中心在生物医用材料领域研究涵盖了高分子材料、陶瓷材料、金属材料、纳米材料等，重点涉及的学术方向包括生物仿生植入修复材料的设计制备与组织工程；生物与医用高分子及其复合材料的合成制备与改性；生物医用显示材料以及生物分子检测和分离、医学诊断和治疗磁性纳米材料和器件，生物医用金属及表面改性、生物材料优化设计与生物力学等研究领域。

主要研究方向：仿生植入修复材料的设计制备与组织工程；生物与医用高分子及其复合材料的合成制备与改性；生物检测、医学诊断磁性纳米材料、荧光材料；靶向药物和药物缓释材料；生物医用金属植入修复材料；生物材料的优化设计与生物力学；生物材料的表面改性与表征；生物材料与细胞、组织相互作用关系。

◆ 材料加工与控制工程系

新材料制备与加工研究室

(谢建新 刘雪峰 张志豪 黄海友 刘新华)

研究室主要以各种高强高韧铜合金、高性能镁合金、先进铝合金、高性能难加工钢铁材料、形状记忆合金、大块非晶合金、特种梯度功能材料、层状复合材料和纳米复合材料等位对象，研究各种新材料的成分-组织-性能之间的关系，以及材料组织性能与制备加工工艺一体化设计方法，开发可对组织性能进行全过程精确控制的短流程、近终形、高效、低成本制备与成形加工新技术、新工艺及其关键装备。

主要研究方向：金属控制凝固与控制成形；先进复合材料制备与加工；精密未成形技术开发与应用；材料的智能化制备与加工技术；高性能材料加工新工艺新技术；纳米复合材料开发与应用。

材料成形过程控制与模拟研究室

(康永林 洪慧平 于浩 王开坤)

目前承担的主要科研项目：国家自然科学基金重大项目课题“钢铁材料半固态直接成形基础研究”；国家 973 项目专题“新一代钢的薄板坯连铸连轧工艺基础研究及材料特征”；国家 973 项目专题“先进半固态镁合金制备与成形基础研究”及与宝钢、珠钢等大型企业合作项目 5 项，并与德国亚琛工业大学塑性加工研究所、日本东京大学先端技术研究所及日本东芝陶瓷公司开发研究所等建立了良好的国际科技合作交流关系。

主要研究方向：新一代钢铁材料的轧制工艺与组织性能；薄板坯连铸连轧工艺技术及组织性能控制；金属材料半固态加工理论及应用技术；材料成形过程的模拟仿真与组织性能预报；板带及棒材连轧工艺控制及组织性能；汽车用先进高强板及深冲板的质量控制与成形性；程控变截面轧制设备与技术。

压力加工技术研究室

(韩静涛 刘靖 张永军 王会凤)

以轧制技术、锻压技术、新材料制备加工、先进模具技术理论和工艺过程研究与技术开发为主。理论研究的重点为塑性加工过程基本力学问题，材料损伤修复机理与应用技术、材料组织性能的演化与控制规律；工艺技术研究重点为各种塑性加工工艺过程中产品形状及尺寸精度控制技术，与产品表面、组织、损伤等质量问题相关的工艺控制技术；产品深加工与新产品开发、生产流程紧凑化与过程优化、先进复合材料、先进磁性功能材料。

材料成型理论及质量控制研究室

(刘雅政 孙建林 宋仁伯 周乐育)

梯队主要研究领域为塑性加工理论及产品质量性能控制研究；材料成形新工艺及成形过程控制；变形过程组织演变及计算机模拟、轧制工艺及质量控制技术；金属加工，高精度精密合金带、板带箔材轧制、工艺润滑技术，工艺润滑剂研制与开发；镁基结构材料及功能材料的合成及性能控制；新型汽车用钢的开发及研究。

金属凝固与控制研究室

(毛卫民 吴春京 余万华)

主要研究方向：金属凝固理论与控制技术；半固态金属成型理论与技术；铜包铝双金属充芯连铸与成形；控制轧制过程中的金属组织演变规律；低模耗铸铁钢锭模材料与设计；先进铸造金属材料制备技术；轧辊生产新技术新工艺；高性能玻璃制品金属模具材料；金属加热或冷却过程中温度及相变耦合过程中的规律；在线材料性能预报系统；高强度低合金钢。

材料先进连接技术研究室

(黄继华 赵兴科 张华)

近年来，根据学科和国内外科学技术发展的需求，结合校内已有学科优势，重点在以下研究领域（方向）进行建设和发展并形成了特色：以航空航天发动机和空间精密仪器部件研制和制造为背景的“先进材料和异种材料连接”；以高性能汽车用钢、船板用钢和核聚变堆用钢等研发为目标的“先进材料和异种材料连接”研究；以高密度微电子表面组装技术为应用背景的“电子封装微连接技术、材料及可靠性”研究；以高性能陶瓷/金属复合涂层制备为目标的“材料涂层技术”研究；以新一代运载火箭和飞机结构件等为应用背景的

“材料焊接/超塑成形组合技术”研究等。

金属功能材料制备与成形研究室

(王自东 林国标 张鸿)

本研究室主要从事金属凝固、加工成形过程中的理论与工艺控制研究工作，包括：高性能纳米弥散相增强合金；特种金属丝的制备——集成电路用键合铜丝、铝丝，陀螺仪上用银包铝丝，特种功能用银包插死等特种丝材和抄袭丝材；高强高导铜合金及其成形。如制备铜合金铸件、单品铜，单品铝，薄壁铜管等。主要研究方向：高性能纳米弥散相增强合金；特种超细丝与加工新技术新工艺；高性能定向组织铜及铜合金管线材制备新技术新工艺；高性能铜合金件精密制备新技术新工艺；特种铸造新技术；金属凝固理论；材料成形过程数值模拟。

金属结构材料成形与应用研究室

(任学平 周成 赵志毅 李静媛 王一德)

金属结构材料成形与应用研究室的工作特色为，着眼于材料加工过程中的普遍规律，以新材料设计与开发、材料制备与加工、以及材料组织性能的精确控制为主线，系统研究材料加工的物理化学、金属学和力学等基础理论、解释材料加工的物理本质及变化规律，为新材料设计及其加工技术的开发奠定理论基础。

主要研究方向：金属结构材料设计与制备；材料加工工程解析；金属组织细化与强化；材料加工过程工艺参数在线检测及优化技术；金属带材快速凝固成形技术；轧制新技术开发；铝镁合金挤压理论与工艺。

◆ 材料物理与化学系

材料的表面与界面研究室

(王燕斌 耿文通 高克玮 杨会生 庞晓露 詹倩)

本研究室科研方向包括薄膜材料与技术、金属材料防腐耐磨表面改性、材料服役行为的评价、材料的腐蚀性为及耐蚀性能的研究、第一原理计算等应用和基础研究。

晶体缺陷与新一代结构材料研究室

(万发荣 尚成嘉 杨善武 王学敏 郭晖)

梯队研究方向主要有：铌钢联合实验室；新一代钢铁材料的研发及其物理冶金理论、模型的研究；高性能海洋工程用钢；高级别管线钢（高 Nb）的开发及物理冶金；高强度耐腐蚀结构钢的研究；铁素体不锈钢的腐蚀研究；大线能量焊接的冶金学研究；非平衡组织的热稳定性研究；针状铁素体的形成与控制机理；钢中的非平衡偏聚；钢中的原子偏聚与

纳米析出。

纳米材料与器件研究室

(张跃 顾有松 齐俊杰 黄运华 闫小琴)

该研究室主要研究方向包括纳米功能材料及器件、新能源材料与环境材料、计算材料学、先进金属材料等领域。

先进功能薄膜材料及应用研究室

(于广华 腾蛟 李明华 王海成)

该研究室主要研究方向包括：新型磁电子薄膜材料设计与制备；磁性元器件设计与加工；表面与界面。主要包括自旋电子学中的“电控效应、热控效应”、反常霍尔效应、磁耦合、磁记录、磁电阻、纳米磁性颗粒和太阳能电池用透明导电薄膜等。

高分子显示与能源材料研究室

(杨槐 王丽萍 海明潭 曹晖 杨洲 王国杰 丁航军 王磊 王冬)

该实验室研究重点包括：蓝相液晶显示材料；反射型电子纸材料；光增亮膜、广视角膜、光取向膜材料；建筑节能用高效红外光屏蔽膜、光透过率电场及温度可控薄膜；染料敏化太阳能电池材料；生物医用高分子材料；有机非线性光学材料；光电功能盘状分子材料；导电聚合物复合材料。

磁电子材料与光功能材料研究室

(姜勇 刘泉林 徐晓光 苗君)

研究方向包括纳米信息存储器件、光功能材料、第一性原理物性研究及材料设计、多铁性材料等领域。

相结构与显微组织研究室

(王燕斌 田文怀 曹林 纪箴)

研究方向主要有材料的微观结构与性质、纳米材料的制备与表征、材料额强韧化机理研究、新型功能材料的结构与性能、电子显微技术在材料分析中的应用等基础研究和应用研究。

纳米复合材料与绿色催化研究室

(王戈 杨穆)

主要研究方向：新型催化材料——特殊形貌聚合物基催化剂、金属络合催化剂、介孔异质复合催化剂等的结构调控与催化性能研究；多功能复合材料——磁性、热学、催化性能的多级组装、多重耦合及协同作用规律的探索；节能储能材料——超级绝热材料及新型相变材料的制备方法及其规模化生产技术。

新型光电功能材料研究室

(李立东 徐新军 贺芳 马宁)

主要研究方向为新型光电功能材料器件的制备，以及其在生物材料和能源等领域的应用。

用研究，包括：纳米薄膜中的电子转移和能量转移的研究；新型有机电致发光材料的设计与制备；高效有机太阳能电池的制备；新型水溶性共轭聚合物的设计合成及其在生物材料领域的应用；新型发光纳米粒子的制备及其在生物检测领域的应用；分子自组装及其在功能材料领域的应用研究。

◆ 无机非金属材料系

特种陶瓷粉末冶金与核材料研究室

(葛昌纯 沈卫平 徐桂英 周张健 燕青芝 张迎春 王树明)

主要研究方向包括：核反应堆相关材料的设计、制备、研究和开发；先进陶瓷材料的设计、制备科学和新工艺研究；燃烧合成新技术制备材料的基础和应用研究；粉末冶金技术制备材料的基础和应用研究；热电材料设计与制备研究。

无机非金属结构材料研究室

(孙加林 薛文东 李勇 曹文斌 陈俊红)

主要研究方向包括：耐火材料，高温结构陶瓷材料，环境相容性材料、功能结构一体化材料。功能梯度材料，超硬材料，发光材料。

新能源材料研究室

(赵海雷 陈宁 连芳)

主要从事能量高效存储与转换技术相关的新能源材料的研究与开发工作。着重于材料的合成、结构及其与材料物理化学性质之间的关联性研究。重点研究方向包括：锂离子电池正极、负极和电解质材料、固体氧化物燃料电池关键材料、混合导体透氧材料、低碳节能建筑材料等。

功能陶瓷与器件研究室

(张波萍 李妍)

主要研究方向有接电薄膜，压电材料及器件，热电材料，非线性光学薄膜，碳纳米材料，柔性聚合物太阳能电池薄膜材料及器件。

◆ 粉末材料研究所

先进粉末冶金材料与技术北京市重点实验室

主要从事包括粉末注射成形技术、微注射成形技术、高速压制成形技术以及熔渗技术等在内的多种先进粉末冶金成形技术的基础与应用研究。

主要研究方向：粉末注射成形技术；高速压制成形技术；高性能电子封装材料；注射

成形过程的计算机模拟与智能控制；凝胶注模成形技术；自蔓延高温合成技术（SHS）；纳米及超细粉末制备技术；超细晶硬质合金；先进复合材料；特种粉末的制备与合成。

先进粉末冶金成形技术研究室

(曲选辉 贾成厂 秦明礼 李平 范丽珍)

先进粉末冶金成形技术研究室主要从事包括粉末注射成型技术、为注射成型技术、高速压制成型技术以及熔渗技术等在内的多种先进粉末冶金成形技术的基础与应用研究。实验室目前主要研究方向有：粉末注射成型技术；微注射成型技术；高速压制成型技术；高性能电子封装技术；注射成形过程的计算机模拟与智能控制；磁性材料与补偿合金；高温合金与储氢合金。

反应合成与纳米材料研究室

(郭志猛 林涛 郝俊杰 罗骥 邵慧萍)

主要从事先进粉末冶金材料、功能材料、纳米材料的合成与制备及粉末冶金产品开发。主要研究方向为：1、自蔓延高温合成（SHS）：主要包括离心法制备陶瓷内衬钢管（863项目）；SHS固定放射性核废料（国家自然科学基金项目）；SHS制备Ti-Ni多孔形状记忆合金（生物医用材料）；2、超细硬质合金工业化生产（863项目、北京市自然科学基金项目）：包括纳米WO₃粉、纳米W粉、纳米WC粉的制备及超细硬质合金的制备；3、金属凝胶注模成形技术：包括多孔钛人造骨（医用材料），不锈钢金属凝胶注模成形技术以及大尺寸复杂形状Nd-Fe-B磁场凝胶注模成形；4、先进粉末冶金材料：包括超硬工具材料（金刚石及立方氮化硼工具），金刚石工具用超细合金粉制备，纳米弥散强化材料（ODS纳米弥散强化铜、纳米弥散强化高温合金）；5、表面熔覆技术：包括镍基、铁基、钴基材料（与碳化物复合）多种方式的表面熔覆；6、吸波材料：包括复合吸收型及具有宽频吸波能力的雷达吸波材料；7、磁性材料：高居里温度稀土永磁及快淬永磁材料。

铁基粉末冶金零件与温压技术研究室

(何新波 尹海清 杨霞 任树彬 果世驹)

目前主持的科研项目主要包括国家自然科学基金1项、国防预研基金1项、国防十一五基础研究1项、军品配套项目2项等。主要研究方向为粉末注射成型技术基础与应用研究、高性能陶瓷及其复合材料、金属基复合材料以及电子封装材料等。

◆ 功能材料研究所

绿色功能与超硬材料研究室

(徐利华 徐晓伟 唐伟忠 李成明 宋建华)

目前主要研究方向有：大面积光学级金刚石自支撑膜制备、加工和应用技术研究开发；

金刚石涂层硬质合金工具工业化生产技术研究开发；红外光学材料金刚石膜涂层技术研究；声表面波器件用金刚石基片制备和表征；金刚石膜粒子探测器和 X-射线探测器；高效率微波电子器件和系统金刚石膜热沉和金刚石膜封装技术；星载电子、光学器件的热散和系统的小型化及微型化；纳米金刚石膜制备及高技术应用。

磁功能及环境材料研究室

(张深根 田建军 潘德安 孙爱芝 黑立富)

目前主要研究方向有：新型声呐用大直径高性能稀土超磁致伸缩材料产业化关键技术；低成本、高性能粘结稀土超磁致伸缩材料研究；稀土超磁致伸缩材料的应用基础研究；高性能稀土永磁材料高性能各向异性粘结磁体研究；特殊要求的永磁材料的开发；整体多极环/辐向永磁环开发；铁氧体磁性材料研究；铁磁复合材料的研究；高性能量子点敏化太阳能电池的制备和应用开发；生物磁性纳米材料的研究；等等。

◆ 腐蚀与防护中心

环境断裂研究室

(乔利杰 宿彦京 李金许 白洋 肖纪美 闫雨)

环境断裂研究室主要从事材料的断裂和环境断裂的宏观规律和微观机理研究，以及铁电、铁磁和左手材料的制备和性能研究。

主要研究方向：材料的氢脆和氢致开裂：研究金属材料的氢脆和氢致开裂规律和机理、钢中白点的形成机制和预防措施；材料的腐蚀和应力腐蚀：研究高强钢、不锈钢和 Ti 合金、Al 合金等的应力腐蚀的宏观规律和机理、金属结构腐蚀和应力腐蚀的安全评价和寿命预测技术；功能材料的环境失效：研究力学、化学（介质）、电场和磁场等多场耦合对功能材料力学行为的影响及机理，研究氧对铁电和铁磁材料性能的影响规律和机理等；功能材料性能的制备及表征：研究纳米线、纳米带等力学性能和断裂性能及其环境影；氢传感器的研发：电化学氢传感器的研发和应用技术；抗环境断裂结构材料的设计与开发。

腐蚀控制系统工程研究室

(李晓刚 何积铨 杜翠薇 高瑾 董超芳 卢琳 吴俊升 程学群 肖葵)

在自然环境腐蚀方面，本研究所是“国家材料自然环境腐蚀实验台网建设”项目的负责单位，从事材料自然环境腐蚀数据积累和基础理论研究，研究所围绕材料环境腐蚀国家野外科学观测研究站网建设与试验研究。在工业环境腐蚀方面，发展了石油化工设备在役安全评估系统和管道现代阴极保护技术。在磨损腐蚀方面，研究了高耐磨耐蚀喷涂层的开发与评价，金属复合管电偶作用下的冲刷腐蚀，为解决石油化工装置的冲刷腐蚀问题奠定了理论基础。在高温高压水腐蚀方面，针对电厂和核电站蒸汽发生器，研究了不锈钢、镍

基合金的腐蚀行为与规律。在防腐表面技术方面，研制成功多种智能缓蚀释放型耐磨涂层和有机涂层。

主要研究方向：材料自然环境（人气、水、土壤）腐蚀与防护；材料在工业环境中（如石油化工）腐蚀的检测、评估与防护；材料环境腐蚀数据共享服务与平台建设；钢筋混凝土腐蚀与防护；高分子材料环境老化与有机涂层开发和环境失效机理研究。

材料表面化学与技术研究室

(何业东 沈卓身 王金伟 孔祥华 王德仁 曹江利 张津)

本研究室长期从事材料的表面化学、表面物理与相关技术研究，利用化学、电化学和物理方法制备各种一维或二维新型涂层材料，应用于航空航天、国防、冶金、交通运输、电气信息、新能源等领域。

主要研究方向：航空与航天先进防护涂层技术研究；核聚变工程防氚渗透涂层技术研究；硅钢张力涂层、环保涂层与涂料等工业涂层技术研究；材料在环境中的高温氧化、腐蚀、失效和降解的机理与防护技术研究；电容器电极材料、锂离子电池集流体材料和铝电解新型电极材料的研究；纳米粉体、纳米管/线、纳米薄膜、纳米乳液等的化学制备与特性研究；微电子用陶瓷、玻璃、新型复合材料及其封装技术研究；材料表面分析表征新技术。

电化学工程与材料研究室

(孟惠民 俞宏英 樊自 拴 王旭东 孙冬柏)

主要研究方向：材料/纳米材料的电化学制需与成型（技术）；先进表面技术/表面纳米工程；多相及复杂环境下材料腐蚀、检测与评价技术；航天/航空/军备/油气开采输运炼制/钢铁冶金/海洋等领域的腐蚀与控制/剩余强度及寿命评估/软件系统开发；工程材料腐蚀安全检测、评估系统研究；新能源与污水环保处理纳米新材料、新技术与新装置研究。

环境损伤评估与控制研究室

(路民旭 曹备 柳伟 张雷 许立宁 杜艳霞)

长期从事材料在石油天然气工业中的材料腐蚀损伤评估与控制研究，承担大量国家级、省部级、石油天然气及钢铁等企业的重要科研课题。主要研究方向：油气设施腐蚀机理、选材、评价、预测与控制；耐蚀材料研发与耐蚀合金服役行为研究；焊缝耐蚀性及异金属焊接；防腐涂层及非金属管；现代阴极保护技术；管道检测、直接评估与完整性管理

2 材料学院研招情况介绍

材料学院研究生按一级学科招生，下设三个二级学科：080501 材料物理与化学；080502 材料学；080503 材料加工工程。

◆ 复试流程

第一步：交复试费，并资格审查；

第二步：考生确定一、二、三志愿指导教师、面试组及复试笔试科目。之后查看笔试、面试时间和地点；

第三步：复试笔试（专业课）；

第四步：体检；

第五步：面试（外语听力、口语测试和综合面试），复试考生到自己面试的小组（网报第一志愿导师所在组）进行面试；

第六步：查看拟录取名单。

网报导师：北科大材料学院一共可以报三位导师（非平行志愿），如果第一志愿导师落选可以在第二和第三导师中调剂，三个导师如果都未能入选，如若服从调剂，则会自动在学院硕士生导师间调剂。

选择哪一位导师为第一志愿导师，则去该导师所在的组面试，因此需要慎重。

2.1 历年复试线及报录比

自 2009 年开始，北科大材料学院开始按照材料科学与工程一级学科招生，即整个材料学院一条线。北科大材料学院 2010-2013 年历年分数线如表 1-1 所示。

表 1 北科大材料学院历年分数线

年份	政治、英语 (满分 100)	专业课 (满分 150)	总分	
			学硕	专硕
2013	40	60	331	328
2012	38	57	337	290
2011	40	60	325	316
2010	36	54	305	305

北科大材料学院 2010-2013 年历年分数线如表 1-2 所示。表中所列报录比计算的是总的报录比，即报考人数、招收人数、推免人数是学术型和专业型总的报考人数。之所以不

分开计算是由于专业型硕士涉及调剂，报考人数与招收人数不能反映真的竞争程度。

表 2 北科大材料学院历年报录比

年份	报考人数	招收人数	推免人数	报录比
2013	1510	386	85	1: 5.0
2012	1511	387	61	1: 4.6
2011	1532	390	53	1: 4.5
2010	1225	421	56	1: 3.4

2.2 2013 年各研究室报考情况

研究室名称	复试人数
材料相平衡与新材料设计研究室	6
材料优化设计与生物医用材料研究室	14
磁性材料及应用研究室	10
材料学基础及材料各向异性研究室	7
高温材料及应用研究室	10
新材料制备与加工研究室	5
材料成形过程控制与模拟研究室	13
压力加工技术研究室	6
材料成型理论及质量控制研究室	7
金属凝固与控制研究室	13
金属功能材料制备与成形研究室	11
材料先进连接技术研究室	19
金属结构材料成形与应用研究室	5
环境断裂研究室	18
晶体缺陷与新一代结构材料研究室	9
纳米材料与器件研究室	5
无机非金属结构材料研究室	18
特种陶瓷粉末冶金与核材料研究室	8
新能源材料研究室	10
先进粉末冶金成形技术研究室	24

反应合成与纳米材料研究室	12
磁功能及环境材料研究室	11
材料表面化学与技术研究室	13
腐蚀控制系统工程研究室	26
高分子显示与能源材料研究室	8
先进功能薄膜材料及应用研究室	10
磁电子材料与光功能材料研究室	10
电化学工程与材料研究室	20
环境损伤评估与控制研究室	16
相结构与显微组织研究室	9
纳米复合材料与绿色催化研究室	7
高分子显示与能源材料研究室	
铁基粉末冶金零件与温压技术研究室	2
材料的表面与界面研究室	4

注：上表所示复试人数为根据复试小组安排统计出的大概数据，并不完全精确。

2.3 初复试科目及其参考书目

北科大材料学院 201 年研究生考试初、复试科目简表如表 1-3 所示，每年的变化不是很大。

表 3 北科大材料学院 2013 年研究生考试初、复试科目简表

专业代码、名称	招生人数	初试科目	复试科目	备注
080500 材料科学与工程	319	物理化学 A 或 808 统计物理 或 814 材料科学基础	526 固体物理 或 527 无机材料物理化学 或 528 有机化学 或 529 金属材料与热处理 或 530 粉末冶金学 或 531 塑性加工原理 或 532 材料分析方法	按一级学科招生， 下设三个二级学科： 080501 材料物理与化学； 080502 材料学； 080503 材料加工工程。
085204 材料工程（专业学位）	67	物理化学 A 或 814 材料科学基础		

以 2013 年为例，依据《材料科学基础》考试大纲（2013 版），主要有以下内容。

第一部分《金属学原理》

《金属学原理》是金属材料学科的科学基础，是材料科学与工程专业重要的基础平台

课之一。要求考生通过本课程学习，掌握金属材料的原子排列与结构（金属及合金相结构、晶体缺陷）、金属材料制备与成形方法的基本原理（合金相图与合金凝固、塑性变形与金属强化方法、固态相变原理）、金属材料组织结构控制基本原理及其与材料制备成形工艺之间关系。

主要参考书目：

1. 胡赓祥等：《材料科学基础》，上海交大出版社。
2. 潘金生等：《材料科学基础》，清华大学出版社。
3. 余永宁：《金属学原理》，冶金工业出版社。
4. 宋维锡：《金属学》，冶金工业出版社。

第二部分《无机非金属材料学》

《无机非金属材料学》是无机非金属材料专业的基础理论课。要求考生掌握无机非金属材料晶体与非晶结构特点、表面与界面、化合物相图、扩散与固相反应、烧结等的基本知识；在此基础上了解无机非金属材料结构、性能以及制备过程内在联系的本质。

主要参考书目：

《无机材料科学基础》（硅酸盐物理化学）（重排本），陆佩文主编，武汉理工大学出版社。

第三部分《高分子化学及物理》

《高分子化学及物理》是高分子材料、复合材料等专业的基础课，它既是专业知识结构中重要的一环，又是后续专业课程的基础。要求学生掌握高分子的合成反应、制备方法、高分子的结构、分子运动与性能之间关系等方面的基本原理和基本知识，了解高聚物结构与性能的特征和研究手段，具备通过化学合成制备高聚物、高聚物的分子设计、控制高聚物产品的性质的方法等方面的初步能力，并能利用聚合物的结构性能关系分析解决实际高分子材料制造和工艺过程中的问题。

主要参考书目：

1. 《高分子化学（第四版）》，潘祖仁主编，化工出版社，2007；
2. 《高分子物理》，过梅丽、赵得禄主编，北京航空航天大学出版社，2005。

2.4 复试录取方案

◆ 北科大材料学院 2013 年复试录取方案重点

北科大材料学院 2013 年复试录取方案重点如下：

1. 本学院各专业考生进入复试的最低分数要求

1) 学术型

单科 ≥ 40 (满分 100) 和 ≥ 60 (满分 150), 总分 ≥ 331 , 计划招生人数: 319 人 (含推免生 45 人);

2) 全日制专业学位

单科 ≥ 40 (满分 100) 和 ≥ 60 (满分 150), 总分 ≥ 328 , 计划招生人数: 67 人 (含推免生 40 人)。

2. 复试比例

1) 学术型: 1: 1.188(含推免生)

2) 全日制专业学位: 1: 1.194(含推免生)

3. 复试方式

1) 笔试: 考试科目为“专业课”(满分 150 分), 专业课程见《2013 年北京科技大学(硕士) 复试考试科目》;

2) 面试: 考试科目为“综合面试”(满分 150 分), 其中含“外语听力和口语测试”(满分 30 分); “综合面试”成绩分为: 特优 (95%)、优秀 (90%)、良好 (80%)、中等 (70%)、合格 (60%)、不合格 (40%) 六个档次;

4. 复试考生的成绩评定、计算方法和录取规则

1) 复试成绩为复试各类考试成绩之和;

2) 总成绩为初试成绩和复试成绩之和。

3) 专业课成绩 < 90 分 (满分 150 分)、复试成绩 < 180 分 (满分 300 分)、“综合面试”不合格、同等学力加试科目成绩 < 60 分 (满分 100 分)、思想品德考核不合格、体检不合格者不予录取。

4) 学术型硕士和全日制专业学位硕士按照不同序列分开录取的原则, 根据合格考生的总成绩从高分到低分确定预录取名单。当总成绩相同时, 按初试成绩排序, 如果成绩再相同, 按专业课、外语、综合面试、外语听力和口语测试的成绩顺序录取。如果排序再相同者, 由研究生院另行组织考试, 根据考试成绩录取。

5. 初试、复试成绩的权重分配为 5: 3

6. 调剂工作程序

本学院不接收调剂考生。

7. 指导教师确定

参加复试的考生提前在网上填报指导教师志愿，遵循合格考生和第一志愿指导教师双向选择的原则确定指导教师。指导教师根据综合素质录取第一志愿合格考生，其它志愿合格考生按照总成绩和指导教师招生人数，从高分到低分依次录取。未报名服从安排指导教师且不能满足填报指导教师志愿者不予录取。

◆ 新金属材料国家重点实验室 2013 年复试方案重点

新金属材料国家重点实验室 2013 年复试方案重点如下：

1. 复试分数线

- 1) 参加复试的考生必须符合国家教育部制订的复试条件且达到实验室的复试线。
- 2) 实验室复试线为总分 307，单科 44（满分 100 分），77（满分 150 分）。
- 3) 2013 年招生人数为 67 人。参加复试比例为 122%，实行差额复试。

2. 复试内容（300 分）

复试是进一步考察考生是否符合硕士生培养要求的重要环节，该环节主要是加强对考生专业素养、科研能力、创新精神、综合素质和思想品德的考核。

复试分两部分：

1) 笔试部分（150 分）：

复试科目：金属材料及热处理

2) 面试部分（150 分）：

考核考生对本学科、专业理论知识和应用技能掌握程度，利用所学理论发现、分析和解决问题的能力，对本学科实践环节和发展动态等进行面试。考察考生的专业素质、创新精神、创新能力、思想政治素质和道德品质考核等。

分综合复试小组、外语复试小组两部分分别进行复试：

（1）外语复试小组（30 分，5 分钟）：外国语听力+口语测试+提问回答

- ①自我介绍；
- ②重点考察学生的外语的基本技能；
- ③老师提问同学回答，

（2）面试复试小组（120 分）：专业素质能力（PPT）+综合素质能力（PPT）+ 提问回答。个人陈述 5 分钟（PPT 内容），超时扣分，复试时间 15 分。内容包括：

专业素质及能力：（4 分钟）

- ①个人简历（高中写起）、教育背景及基础知识和专业知识的掌握综合情况；（2 分钟）
- ②大学阶段学习情况及成绩，本科科研经历及相关实验技能及综合应用知识的能力；（1

分钟)

③个人的研究兴趣、对拟从事研究领域的了解、看法和研究工作设想及在本专业领域发展的潜力；(1 分钟)

综合素质和能力：(1 分钟)

①思想政治素质和道德品质

② 本学科以外的学习、科研、社会实践（学生工作、社团活动、志愿服务等）或实际工作表现等方面的情况；

3. 复试成绩

1)复试成绩满分为 300 分。复试成绩为复试各方式考核成绩之和，复试各项内容的成绩均记数字分值(思想政治素质和道德品质考核及体检除外)。

2)专业课笔试不及格者、面试成绩不合格者、复试总成绩不及格者、思想品德考核不合格者及体检不合格者不予录取。

4. 录取依据

1) 总成绩 = 初试成绩 + 复试成绩。

2)在复试合格的考生中按总成绩从高分到低分依次录取，当总分相同时以初试成绩为主，当初试成绩相同时，以综合面试排序。

2.5 常见问题解答

材料人网为各位报考北京科技大学材料学院的同学整理了关于北科大材料学院考研专业课常见疑问解答，供各位需要的同学参考。

1、北科大材料学院提供哪几门专业课供选择？

答：一共是三门，材料科学基础、物理化学、统计物理。

2、专业课选择有没有限制？

答：北科大材料学院按一级学科招生，所有方向都提供这三门专业课供选择，但极个别的梯队特别要求考材料科学基础。

3、专业课的参考书目是什么？

答：物理化学参考书目是《物理化学》(上、下册) 高等教育出版社,第四版, 胡英主编；统计物理参考书目是《热力学统计物理》 高等教育出版社, 汪志诚；材料科学基础参考书目是《金属学》(1-9 章) 冶金工业出版社 宋维锡；《材料科学基础》第二版(1-9 章) 上海交通大学出版社 胡庚祥等。

4、历年专业课的成绩如何？

答：材料科学基础历年成绩比较稳定，很少有高于 130 分以上的，大部分在 100-120 分之间。物理化学前些年考得相对比材料科学基础简单，近 2 年出题风格有变动，导致专业课成绩不是很理想，目前考生成绩与材料科学基础差不多。统计物理还没有出现出题风格变动的情况，原题较多，大部分同学在 120 分以上，考到 140+ 的同学也较多。

4、材料学院是否会公布考试大纲？

答：近些年来，材料学院都不再公布考试大纲了。材料人网站上有 07 年大纲，可供参考。

5、材料科学基础是看《材料科学基础》还是《金属学》，哪些章节不考？

答：两本书同等重要，只是《材料科学基础》与《金属学》有部分重复。近些年出题风格比较灵活，要求同学们理解性运用，几乎每一章都出题，很难说哪些章节不考。同学们应该以真题所出现的知识点为线索，详细查阅两本参考书，分清重点和非重点，勿过度相信考过同学的经验总结。

6、材料科学基础历年真题去哪下载？有没有答案。

答：材料人网提供了北科大材料学院历年真题下载：

<http://www.cailiaoren.com/forum-134-1.html>。市面上有一本《材料科学基础考研试题汇编》，上面有 02-06 年的真题答案。材料人网会向大家提供 07-13 年的材料科学基础考研真题答案，欢迎关注。

7、有没有材料科学基础的考研经验分享？

答：材料人网考研经验频道提供了部分考研经验分享：

<http://www.cailiaoren.com/kaoyan/jingyan/> 供各位同学参考，该频道持续更新论坛中分享的各大高校专业课复习心得。

中篇 材料科学基础复习重点

第 1 章 原子结构与键合

1.1 原子结构

(*注：基本不考)

1.2 原子间的键合

基本概念

【金属键】自由电子与原子核之间静电作用而产生的键合力。(2001、2004、2007)

【离子键】当一正电性元素和一负电性元素相接触时，由于电子一得一失，使它们各自变成正离子和负离子，二者靠静电作用相互结合起来的化学键。

【共价键】由俩个或多个电负性相差不大的原子间通过共用电子对而形成的化学键。

【范德华键】由瞬间偶极矩和诱导偶极矩产生的分子间引力所构成的物理键。

1.3 高分子链

(*注：暂时可能不考)

第2章 固体结构

2.1 晶体学基础

基本概念

【晶体结构的基本特征】原子按一定方式在三维空间内周期性地规则重复排列，有固定熔点、各向异性。

【晶体结构】晶体中原子在三维空间的排列情况。

【空间点阵】指几何点在三维空间中作周期性地规则排列所形成的三维阵列，是人为的对晶体结构的抽象。

【晶胞】在点阵中取出一个具有代表性的基本单元（最小平行六面体）作为点阵的组成单元，称单胞或基胞。（2001）

【复合单胞】若单胞中除了八个顶角上的阵点外，还有其他位置，例如面心，体心或棱的中心等处也分布着阵点，那么这种单胞就叫复合单胞。（2001）

【晶向】点阵空间中任意两个阵点的连线（及其延长线）构成点阵直线，点阵直线方向在非严格意义上又称为晶向。

【晶向族】晶体中因对称关系而等同的各组晶向可合并为一个晶向族，用 $\langle uvw \rangle$ 表示。

【晶面】点阵空间中由阵点组成的平面为点阵平面，在非严格意义上又称为晶面。

【晶面族】晶体中原子或分子排列相同的晶面的组合称为晶面族，用 $\{hkl\}$ 表示。因对称关系，这些面往往不止一种。

【晶向指数】表示晶格中各原子列的位向，形式为 $[uvw]$ 。

【晶面指数】表示晶格中不同方位上的原子面，形式为 (hkl)

【晶带】所有平行或者相交于同一直线的这些晶面构成一个晶带，此直线称为晶带轴。

解析论述

选取晶胞的原则

- 1、选取的平行六面体应反映出点阵的最高对称性；
- 2、平行六面体内的棱和角相等的数目应最多；
- 3、当平行六面体的棱边夹角存在直角时，直角数目应最多；
- 4、当满足上述条件时，晶胞应具有最小的体积。

7 大晶系

晶系	棱边长度及夹角关系
三斜	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$
单斜	$a \neq b \neq c, \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
正交	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
六方	$a_1 = a_2 = a_3 \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
菱方	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
四方	$a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
立方	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

14 种布拉菲点阵

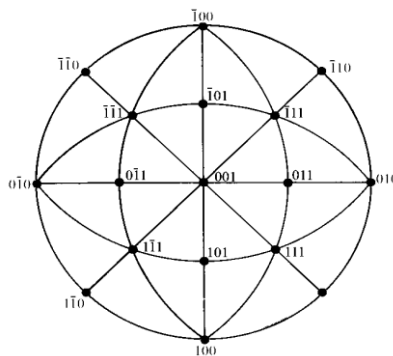
布拉菲点阵	晶系	布拉菲点阵	晶系
简单三斜	三斜	简单六方	六方
简单单斜 底心单斜	单斜	简单菱方	菱方
简单正交 底心正交 体心正交 面心正交	正交	简单四方 体心四方	四方
		简单立方 体心立方 面心立方	立方

晶体结构和空间点阵的区别

立方晶系晶面间距

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

个重点，也不



2.2 金属的晶体结构

基本概念

【配位数】 晶体结构中任一原子周围最近邻且等距离的原子数。

【致密度】 晶体结构中原子体积占总体积的百分数。

解析论述

三种典型金属结构的晶体学特点（晶胞中原子数、点阵常数和原子半径，致密度和配位数）

结构特征		晶体结构类型		
		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 R		$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{1}{2}a(\frac{1}{2}\sqrt{\frac{1}{3}a^2 + \frac{1}{4}c^2})$
晶胞内原子数		4	2	6
配位数		12	8	12
致密度		0.74	0.68	0.74
间隙	四面体间隙数	8	12	12
	量、大小	0.225R	0.291R	0.225R
间隙	八面体间隙数	4	6	6
	量、大小	0.414R	0.154R<100>	0.414R

			0.633R<110>	
--	--	--	-------------	--

面心立方结构和密排六方结构金属中的原子堆垛方式

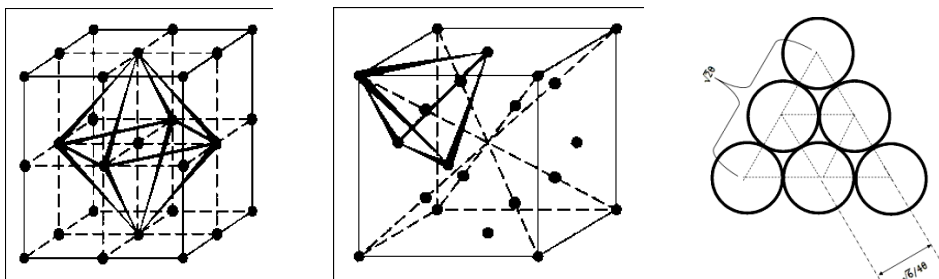
FCC 按 ABCABC 方式堆垛，而 HCP 按 ABABAB 堆垛。

体心立方、面心立方的四面体、八面体间隙位置及个数，密排面原子排列，计算间隙半径等。

【面心立方】

八面体间隙：八面体间隙中心位置是 $1/2 \ 1/2 \ 1/2$ 及其等效位置（即晶胞各个棱的中点），一个晶胞有 4 个八面体间隙位置。

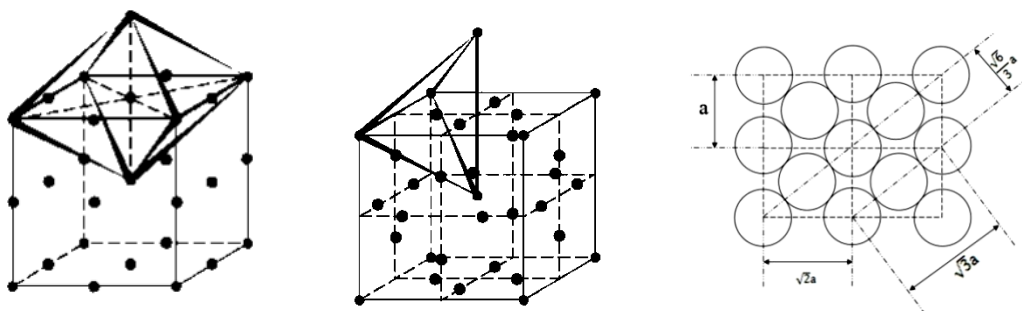
四面体间隙：四面体间隙中心位置是 $1/4 \ 1/4 \ 1/4$ 及其等效位置（即中心到各顶点的线段的中点），一个晶胞有 8 个四面体间隙位置。



【体心立方】

八面体间隙位置：位于晶胞立方体棱边的中心及立方体 6 个面的中心。即 $(1/2 \ 1/2 \ 0)$ 及其等效位置。一个晶胞内有 6 个八面体间隙。（它不是正八面体，而是在一个方向略受压缩的扁八面体）

四面体间隙位置：间隙中心的坐标是 $(1/2 \ 1/4 \ 0)$ 以及等效位置。



晶体结构	间隙类型	间隙数目	间隙大小 (r_B/r_A)
面心立方	四面体间隙	8	0.225

(fcc)	八面体间隙	4	0.414
体立方 (bcc)	四面体间隙	12	$0.154\langle 100 \rangle$
	八面体间隙	6	$0.633\langle 110 \rangle$ 0.29
密排六方 (c/a=1.633) (hcp)	四面体间隙	12	0.225
	八面体间隙	6	0.414

记住常见金属的点阵类型！

A1: Al, Cu, Ni, γ -Fe, Au;

A2: α -Fe;

A3: Zn, Mg

2.3 合金相结构

基本概念

【合金】两种或两种以上的金属或金属与非金属经熔炼、烧结或其他方法组合而成并具有金属特性的物质。

【固溶体】是以某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入其他组元原子（溶剂原子）所形成的均匀混合的固态溶体，它保持溶剂的晶体结构类型。（2007）

【置换固溶体】（代位固溶体）当溶质原子溶入溶剂中形成固溶体时，溶质原子占据溶剂点阵的阵点，或者说溶质原子置换了溶剂点阵的部分溶剂原子，这种固溶体就称为置换固溶体。（2001）

【间隙固溶体】溶质原子分布于溶剂晶格间隙而形成的固溶体称为间隙固溶体。

【有序固溶体】当一种组元溶解在另一组元中时，各组元原子分别占据各自的布拉维点阵的一种固溶体，形成一种各组元原子有序排列的固溶体，溶质在晶格完全有序排列。

【偏聚和有序化】当同种原子间作用力大于异种原子间作用力时，溶质原子易于分区聚拢，形成许多偏聚区；当异种原子间作用力大于同种原子间作用力时，溶质原子易于彼此远离，使紧邻或近邻为溶剂原子，由此出现了小范围内的有序分布。（2001）

【中间相】合金中组元之间形成的、与纯组元结构不同的相；在相图的中间区域。（2004）

【正常价化合物】指一些金属与电化性较强的一些元素按照化学上的原子价规律所形成的化合物称为正常价化合物。电化性差越大，形成的化合物越稳定。

【电子化合物】电子化合物是指主要由电子浓度决定其晶体结构的一类化合物，又称休姆-罗塞里相。凡具有相同的电子浓度，则相的晶体结构类型相同。

【间隙相】当非金属（X）和金属（M）原子半径的比值 $r_X/r_M < 0.59$ 时，形成的具有简单晶体结构的相，称为间隙相。

【间隙化合物】当非金属（X）和金属（M）原子半径的比值 $r_X/r_M > 0.59$ 时，形成具有复杂晶体结构的相，通常称为间隙化合物。

【拓扑密堆相】由两种大小不同的金属原子所构成的一类中间相，其中大小原子通过适当的配合构成空间利用率和配位数都很高的复杂结构。由于这类结构具有拓扑特征，故称这些相为拓扑密堆相。

解析论述

影响固溶度的因素

- 1、原子尺寸因素；
- 2、负电性因素；
- 3、电子浓度因素；
- 4、相对价效应。

一般先考虑尺寸因素，再考虑其它因素，另外还会有次要因素影响。

固溶体特点

- 1、固溶体中由点阵畸变（强度、硬度会提高）而造成点阵常数变化；
- 2、出现原子偏聚或有序化，甚至形成有序固溶体；
- 3、固溶体的结构变化：点阵畸变，点阵常数变化，偏聚及短程有序，甚至形成有序固溶体；
- 4、力学性能变化：硬度、强度提高，塑性下降，物理性能变化：电阻加大，导电率下降。

间隙固溶体和间隙相比较

- 1、前者为固溶体，保持溶剂的晶体结构，且溶解度很低；
- 2、后者是中间相（尺寸因素化合物），且 A、B 原子数成比例；
- 3、性能上有很大差异，前者韧、塑性好；后者硬，塑性差；
- 4、共性是两者中的合金组元都在间隙位置，本身尺寸很小。

2.4 离子晶体结构

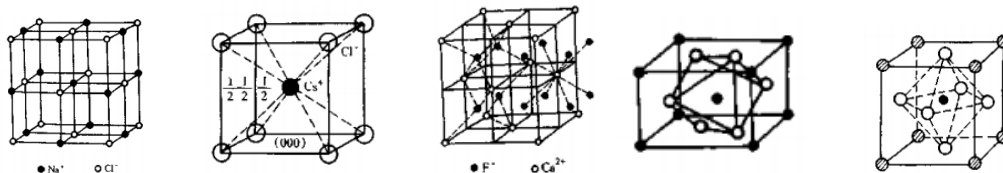
解析论述

离子晶体的结构规则

- 1、负离子配位多面体规则；
- 2、电价规则，即电中性；
- 3、负离子多面体共用顶、棱和面的规则；
- 4、不同种类正离子配位多面体间连接规则；
- 5、节约规则。

典型离子晶体结构

NaCl 型结构， CsCl 型结构， CaF₂ 型结构， TiO₂ 型结构， CaTiO₃ 型结构



2.5 共价晶体结构

(*注：暂时可能不考)

2.6 聚合物的晶态结构

(*注：暂时可能不考)

2.7 非晶态结构

解析论述

液体冷却时形成晶体或非晶玻璃体的内部原因和外部条件是什么？解释为什么金属材料凝固时大多形成晶体，而陶瓷材料易于形成非晶玻璃体？（2011 年最后一题。）

1、决定液体冷却时是否能结晶或形成玻璃的外部条件是冷却速度，内部条件是粘度。如果冷却速度足够高，任何液体原则上都可以转变为玻璃，如金属玻璃。

2、在这方面，金属和陶瓷材料具有很大的区别。金属材料由于其晶体结构比较简单，且熔融时的粘度小，冷却时很难阻止结晶过程的发生，故固态下的金属大多为晶体。

3、对于陶瓷材料，分子结构复杂、材料熔融时粘度很大即流体层之间的内摩擦力很大或者是结晶动力学迟缓，冷却时原子迁移扩散困难，则晶体的组成过程很难进行，容易形成过冷液体。随着温度的继续下降，过冷液体的粘度迅速增加，原子间的相互运动变得更加困难，所以当温度降至某一临界温度以下时，即固化成玻璃。

第 3 章 晶体缺陷

3.1 点缺陷

基本概念

【点缺陷】如果在任何方向上缺陷区的尺寸都远小于晶体或晶粒的线度，因而可以忽略不计，称之为点缺陷。

【肖脱基空位】在**晶体中**，当某一原子具有足够大的振动能而使振幅增大到一定程度时，就可能克服周围原子对它的制约作用，跳离其原来位置，迁移到晶体表面或内表面的正常结点位置上而使晶体内部留下空位，称为肖脱基空位。

【弗兰克尔空位】离开平衡位置的原子挤入点阵中的间隙位置，而在晶体中同时形成相等数目的空位和间隙原子。

解析叙述

常见晶体缺陷

按缺陷引起的畸变范围的大小，可把缺陷分为点缺陷、线缺陷、面缺陷、体缺陷。

点缺陷引起的严重畸变局限在几个原子半径的范围内，如空位，间隙原子，杂质原子。

线缺陷引起的严重畸变范围是线性的，即线的长度很长，而在线的周围严重畸变的范围只涉及几个原子半径的距离，如各类位错。

面缺陷引起的严重畸变是面型的，即面的面积很大，而在面两侧严重畸变的范围只有几个原子的厚度，如晶界、相界、孪晶界等。

体缺陷引起的严重畸变是直径约为几十或几百个原子半径的球体积。

3.2 位错

基本概念

【线缺陷】原子排列的不规则区域在空间一个方向上尺寸很大，而在其余两个方向上的尺寸很小，如位错。

【位错】是晶体内的一种线缺陷，其特点是沿一条线方向原子有规律地发生错排；这种缺陷用一线方向和一个柏氏矢量共同描述。（2001、2004）

【刃型位错】晶体中的某一晶面，在其上半部有多余的半排原子面，好像一把刀刃插入晶体中，使这一晶面上下两部分晶体之间产生了原子错排，称为刃型位错。

【螺型位错】位错线附近的原子按螺旋形排列的位错称为螺型位错。

【点阵畸变】在局部范围内，原子偏离其正常的点阵平衡位置，造成点阵畸变（2002）。

【柏氏矢量】描述位错特征的一个重要矢量，它集中反映了位错区域内畸变总量的大小和方向，也是位错扫过后晶体相对滑动的量。（2001）

【不全位错】柏氏矢量不等于点阵矢量整数倍的位错称为不全位错

【全位错】把柏氏矢量等于点阵矢量或其整数倍的位错称为全位错。

【单位位错】把柏氏矢量等于单位点阵矢量的位错称为单位位错。

【位错滑移】在一定应力作用下，位错的位错线沿滑移面移动的位错运动。

【攀移】刃型位错的位错线可沿着垂直于滑移面的方向移动，刃型位错的这种运动称为攀移。

【交滑移】螺形位错，其包含位错线的晶面都可成为其滑移面，当其在滑移面受阻时，有可能转移到与之相交的另一滑移面继续运动，即交滑移。

【扩展位错】通常指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形态。

【堆垛层错】实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏和错排，称为堆垛层错，简称层错。

【割阶】垂直滑移面的折线。

【扭折】在滑移面上的折线。

【面角位错】若在两相交的{111}面上各有一扩展位错，它们相遇后，领头的 Shockley 位错可能发生反应而形成不动位错。

解析叙述

刃型位错和螺型位错模型

将晶体的上半部切开，插入半个晶面，再粘合起来；这样，就相当于刃端部位为中心线的附近一定范围原子发生有规则的错动。其特点是上半部受压，下半部受拉。这与实际晶体中的刃位错造成的情景相同，称为刃型位错模型。同样，将晶体的前半部切开，以刃端为界使左右两部分沿上下发生一个原子间距的相对切变，再粘合起来，这是在已切动和未切动交界线附近，原子错动情况与真实的螺位错相似，称为螺型位错模型。(2003)

刃型位错和螺型位错的特征

刃型位错中位错线与柏氏矢量垂直，即 $\mathbf{b} \cdot \boldsymbol{\xi} = 0$ ，它们所构成的面就是滑移面；刃位错周围既有切应变，又有正应变；滑移面上方点阵受到压应力，下方点阵受到拉应力。

螺型位错可分为左旋螺型位错和右旋螺型位错， \mathbf{b} 与 $\boldsymbol{\xi}$ 正向平行为右螺，反向平行为左螺；螺型位错线与柏氏矢量平行；螺型位错的滑移面不唯一，凡是包含螺型位错的密排面

都可以作为它的滑移面；螺型位错周围只有平行于位错的切应变而无正应变，即不会引起体积膨胀和收缩。

一根位错线不能终止于晶体内部，而只能露头于晶体表面（包括晶界），或在晶体内部形成封闭线。

怎样确定柏氏矢量、柏氏矢量的特性、柏氏矢量怎样表示

柏氏矢量是一个反映位错周围点畸变总累积的物理量。

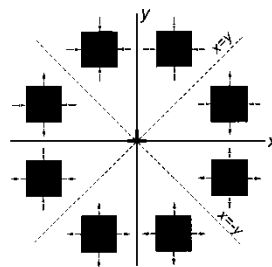
柏氏矢量与回路起点及具体途径无关。

一根不分叉的位错线，任何部位的柏氏矢量相同。

若一个柏氏矢量为 \mathbf{b} 的位错可以分解为柏氏矢量分别为 $\mathbf{b}_1, \mathbf{b}_2 \dots \mathbf{b}_n$ 的 n 个位错，则分解后各位错柏氏矢量之和等于原位错的柏氏矢量，即 $\mathbf{b} = \sum_{i=1}^n \mathbf{b}_i$ 。

一般立方晶系中柏氏矢量可表示为 $\mathbf{b} = \frac{a}{n} \langle uvw \rangle$ ，位错的模为 $|\mathbf{b}| = \frac{a}{n} \sqrt{u^2 + v^2 + w^2}$ 。

熟悉刃型位错周围的应力场方向，单位长度位错的总应变能



位错运动包括滑移和攀移、熟悉滑移和攀移的过程

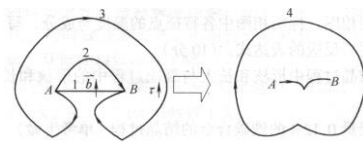
滑移是在外加切应力的作用下，通过位错中心附近的原子沿柏氏矢量方向在滑移面上不断作少量的位移而逐步实现的。对于螺型位错，由于包含位错线的晶面都可能成为其滑移面，因此，当某一螺型位错在原滑移面上受阻时，有可能转移到与之相交的另一滑移面上继续滑移，这一过程即为交滑移。

刃型位错的攀移实质上就是构成刃型位错的多余半原子面的扩大或缩小，因此，它可通过物质迁移即原子或空位的扩散来实现。螺型位错不会发生攀移。攀移需要热激活，需要较高的能量。

位错的增殖和萌生

frank-read 源机制

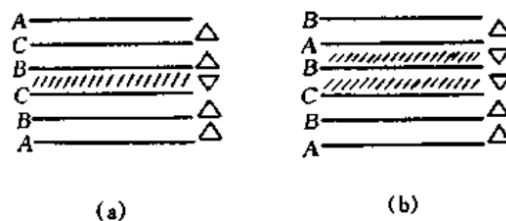
如图 7-2 所示。滑移面上一个在 A、B 两点被钉扎 AB，在应力 τ 作用下弓出(状态 2)，弓出到 3 状态时，邻部分反号相吸，并局部合并，完成一次增殖过程放出位错环(状态 4)。在应力 τ 作用下，继续重复前面 1~4 过程。



的位错
下方相
出一位

熟悉堆垛层错的概念，怎样形成的

实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏和错排，如面心立方密排面 $\{111\}$ 由 “...ABCABCABC...” 堆垛变为 “...ABCABABC...”，称为堆垛层错，简称层错，分为抽出型层错（如下图）和插入型层错。通常层错能低的金属容易发生层错，如 Mg, Zn 等。



点缺陷(如间隙原子或代位原子)和线缺陷(如位错)为何会发生交互作用?这种交互作用如何影响力学性能?

点缺陷产生畸变，使局部能量提高，附近有弹性应变场；位错也是如此，但位错周围不同位置应力场状态不同，有的为压应力，有的为拉应力；点缺陷会聚集到位错上使应变能降低，使系统的能量下降，吸附溶质的位错是一种稳定组态；此时位错被钉扎而难以运动，使强度提高，会产生上下屈服点效应。

3.3 表面及界面

基本概念

【晶界】晶界是成分结构相同的同种晶粒间的界面。（2003）

【晶界偏聚】由于晶内与晶界上的畸变能差别或由于空位的存在使得溶质原子或杂质原子在晶界上的富集现象。

【晶界能】不论是小角度晶界或大角度晶界，这里的原子或多或少地偏离了平衡位置，所以相对于晶体内部，晶界处于较高的能量状态，高出的那部分能量称为晶界能，或称晶界

自由能。

【晶粒】在多晶体的晶格位向一致，位向差很小的小晶块，称晶粒。

【亚晶粒】一个晶粒中若干个位相稍有差异的晶粒称为亚晶粒。

【亚晶界】相邻亚晶粒间的界面称为亚晶界。

【孪晶】孪晶是指以共格界面相联结，晶体学取向成镜面对称关系的这样一对晶体（或晶粒）的合称。

【孪生】晶体受力后，以产生孪晶的方式进行的切变过程叫孪生。（2002）

【共格相界】如果两相界面上的所有原子均成一一对应的完全匹配关系,即界面上的原子同时处于两相晶格的结点上，为相邻两晶体所共有，这种相界就称为共格相界。

【非共格晶界】当两相在相界处的原子排列相差很大时，即错配度 δ 很大时形成非共格晶界。同大角度晶界相似，可看成由原子不规则排列的很薄的过渡层构成。

【表面能】表面原子处于不均匀的力场之中，所以其能量大大升高，高出的能量称为表面自由能（或表面能）。

【界面能】界面上的原子处在断键状态，具有超额能量。平均在界面单位面积上的超额能量叫界面能。（2003）

【大角度晶界】多晶材料中各晶粒之间的晶界称为大角度晶界，即相邻晶粒的位相差大于 10° 的晶界。

【小角度晶界】相邻亚晶粒之间的位相差小于 10° ，这种亚晶粒间的晶界称为小角度晶界，一般小于 2° ，可分为倾斜晶界、扭转晶界、重合晶界等。

【柯氏气团】通常把溶质原子与位错交互作用后，在位错周围偏聚的现象称为气团，是由柯垂尔首先提出，又称柯氏气团。

解析论述

小角度晶界的结构模型：

柏氏矢量平等的同号刃型位错垂直堆积起来，晶界两边是对称的，称对称倾转晶界；

柏氏矢量相互垂直的刃型位错交叉堆集而成的称为不对称倾转晶界；由同号螺旋位错构成的为扭转晶界。

晶界的特性

晶界处点阵畸变大，存在着晶界能。

晶界的存在对位错的运动起阻碍作用，致使塑性变形抗力提高，晶粒越细，材料强度越高。

晶界处原子扩散速度比晶内快得多，是快速物质传输通道。

晶界能量较高，固态相变容易在晶界处优先形核。

晶界由于富集杂质原子，容易熔化和氧化，也容易受到腐蚀，这就是侵蚀剂可以用来显示金相样品组织的根据。

孪晶是怎么形成的

孪晶的形成与堆垛层错密切相关。如面心立方的孪晶面为{111}。形成孪晶需在堆垛过程中发生层错，即由正常的 $\triangle\triangle\triangle\triangle\triangle\triangle\cdots$ 变为 $\triangle\triangle\triangle\nabla\nabla\nabla\cdots$ ，上下两部分晶体就构成了镜面对称的孪晶关系。

相界类型

存在共格相界、半共格相界、非共格相界。

共格相界是指相界上原子同时位于两相晶格的结点上，界面能很低，如孪晶面。

半共格界面不能做到完全的一一对应，界面出现一些错配位错来降低界面的弹性应变能，界面上两相原子部分得保持匹配，错配度 $\delta = (a_\alpha - a_\beta) / a_\alpha$ 。

非共格界面界面处原子排列相差非常大，即 δ 非常大，只能形成非共格界面。

第 4 章 固体中原子及分子的运动

4.1 表象理论

基本概念

【稳态扩散】在稳态扩散过程中，扩散组元的浓度只随距离变化，而不随时间变化。

【非稳态扩散】扩散组元的浓度不仅随距离 x 变化，也随时间变化的扩散称为非稳态扩散。

【柯肯达尔效应】反映了置换原子的扩散机制，两个纯组元构成扩散偶，在扩散的过程中，界面将向扩散速率快的组元一侧移动。

【上坡扩散】溶质原子从低浓度向高浓度处扩散的过程称为上坡扩散。表明扩散的驱动力是化学位梯度而非浓度梯度。

【间隙扩散】这是原子扩散的一种机制，对于间隙原子来说，由于其尺寸较小，处于晶格间隙中，在扩散时，间隙原子从一个间隙位置跳到相邻的另一个间隙位置，形成原子的移动。

【反应扩散】伴随有化学反应而形成新相的扩散称为反应扩散。

解析论述

菲克第一定律

在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面所输送的物质质量与其横跨这一截面的浓度梯度成正比。扩散方向与浓度梯度的方向相反，扩散向浓度减小的方向进行。

在一维下， $J = -D \frac{dc}{dx}$ ； D 为扩散系数。

菲克第二定律

物质流入元体积内的量减去流出量必然等于积存在这个体积内的物质质量。物质流入元体积的速率，减去流出的速率，应等于这个体积内物质的积存速率。

表达式：菲克第二定律 $\frac{dc}{dt} = \frac{d(D \frac{dc}{dx})}{dx}$ 。 $\frac{dc}{dt}$ ：浓度随时间的变化率， $\text{g/m}^3 \cdot \text{s}$ ； $\frac{dJ}{dx}$ ：流量的梯度， $\text{g/m}^3 \cdot \text{s}$ 。

“两端成分不受扩散影响的扩散偶”、“一端成分不受扩散影响的扩散体”

初始条件为： $t=0, x \geq 0, \rho = \rho_0$

边界条件为： $t > 0, x=0, \rho = \rho_s$

$$X = \infty, \rho = \rho_0$$

则有 $\rho(x,t) = \rho_s - (\rho_s - \rho_0) \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$

$$\text{即 } \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = \frac{\rho_s - \rho(x,t)}{\rho_s - \rho_0} = \frac{w_s - w(x,t)}{w_s - w_t} = \frac{1.0\% - w(x,t)}{1.0\% - w_t}$$

若渗碳零件为纯铁，则 $\operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = 1 - 100w(x,t)$ ，（ $\operatorname{erf}(\beta)$ 是误差函数，可用误差函数表查出）

柯肯达尔效应（柯肯达尔效应算是一个重点，尚未考察过）

4.2 扩散的热力学分析

解析论述

上坡扩散

从普遍意义上来说，扩散之所以产生是由于存在化学位梯度，只是一般条件下化学位梯度与浓度梯度一致。则第一定律变为了另一种形式： $J = -M \frac{\partial u}{\partial x}$ 。

因为化学位即摩尔自由能,即 $u = \frac{\partial G_i}{\partial n_i} = \rho \frac{\partial G_i}{\partial C_i}$ (C_i 为体积浓度), 两边取偏导得 $\frac{\partial u}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 G_i}{\partial C_i \partial x}$, 则 $J = -M\rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} \cdot \frac{\partial C}{\partial x}$

与菲克第一定律比较得: $D = M\rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C}$

所以, 当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} > 0$ 时, 自由能成分曲线为凹曲线, J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向相反, 即扩散向着浓度减小的方向进行, 正符合菲克定律。

而当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} < 0$ 时, 自由能成分曲线为凸曲线, J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向一致, $D < 0$, 表现为组员是从低浓度向高浓度区域迁移的“上坡扩散”。

综上所述, 决定扩散的本质因素是化学位梯度, 不管是“上坡扩散”还是“下坡扩散”, 其结果都是导致扩散组员化学势的减少, 直至化学势梯度为零。

4.3 扩散的原子理论

解析论述

扩散机制包括哪些

交换机制、间隙机制、空位机制、晶界及表面扩散

扩散系数 $D = D_0 \exp(-Q/kT)$

$D = D_0 \exp(-Q/kT)$, 其中 Q 是扩散激活能, D_0 是扩散常数。

4.4 扩散激活能

(*不考)

4.5 无规则行走与扩散距离

(*不考)

4.6 影响扩散的因素

解析论述

影响扩散的因素

温度：温度是影响扩散速率的最主要因素。温度越高，原子热激活能量越大，越易发生迁移，扩散系数越大，满足 $D = D_0 e^{-Q/RT}$ 的指数关系。

固溶体类型：不同类型的固溶体，原子的扩散机制是不同的。间隙固溶体的扩散激活能一般均较小，例如，C、N 等溶质原子在铁中的间隙扩散激活能比 Cr、Al 等溶质原子在铁中的置换扩散激活能要小得多，因此，钢件表面热处理在获得同样渗层浓度时，渗 C、N 比渗 Cr 或 Al 等金属的周期短。

晶体缺陷：如表面、晶界和晶内，它们是扩散的快速传输通道，其中 $D_{\text{表面}} > D_{\text{晶界}} > D_{\text{晶内}}$ ，这是由于晶体缺陷处点阵畸变较大，原子处于较高的能量状态，易于跳跃，故各种缺陷处的扩散激活能均比晶内扩散激活能小，加快了原子的扩散。

第三组元：可对二元扩散有不同影响，如 Mo、W 降低 C 在 γ -Fe 中的扩散系数；Co、Si 加速 C 的扩散；Mn、Ni 影响不大。

晶体结构：低对称性的晶体结构，存在扩散系数的各向异性，如六方晶体结构晶体，平行与垂直于基面{0001}的扩散系数不同。

熔点：同一合金系，同一温度下熔点高的合金扩散慢，熔点低的合金扩散快。

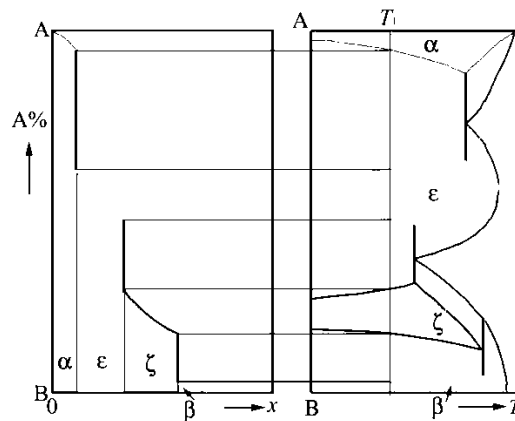
空位浓度：空位机理是扩散过程的重要机理，凡是能够提高空位浓度的有效方法，都能加速扩散。

4.7 反应扩散

解析论述

反应扩散（2012 年第一次考察。熟悉反应扩散的概念。会根据相图画反应扩散后成分随距离变化曲线。）

反应扩散：伴随有化学反应而形成新相的扩散称为反应扩散。



4.8 离子晶体中的扩散

(*注：暂时可能不考)

4.9 高分子的分子运动

(*注：暂时可能不考)

第 5 章 材料的形变和再结晶

5.1 弹性和黏弹性

解析论述

弹性变形主要特征

在弹性变形范围内，应力应变之间保持着单直线型函数关系，即服从胡克定律。

正应力下： $\sigma = E\varepsilon$

切应力下： $\tau = G\gamma$

弹性模量和切边弹性模量之间关系为： $G = \frac{E}{2(1-\nu)}$

5.2 晶体的塑性变形

基本概念

【**塑性变形三种形式**】滑移、孪生、扭折。

【**滑移系**】晶体中一个滑移面及该面上一个滑移方向的组合称一个滑移系。（2002、2004、2007）

【**临界分切应力**】滑移系开动所需的最小分切应力；它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

【**施密特因子**】亦称取向因子，为 $\cos\Phi\cos\lambda$ ， Φ 为滑移面与外力 F 中心轴的夹角， λ 为滑移方向与外力 F 的夹角。

【**施密特定律**】滑移系开动所需要的最小分切应力是与外力取向无关的常数。

【**多系滑移**】当外力在几个滑移系上的分切应力相等并同时达到了临界分切应力时，产生同时滑移的现象。

【**交滑移**】当某一螺型位错在原滑移面上运动受阻时，有可能从原滑移面转移到与之相交的另一滑移面上去继续滑移，这一过程称为交滑移。

【**双交滑移**】如果交滑移后的位错再转回和原滑移面平行的滑移面上继续运动，则称为双交滑移。

【**形变强化**】（加工硬化）金属经冷塑性变形后，其强度和硬度上升，塑性和韧性下降，这种现象称为形变强化。

【**固溶强化**】由于合金元素（杂质）的加入，导致的以金属为基体的合金的强度得到加强的现象。

【**弥散强化**】（沉淀强化）许多材料由两相或多相构成，如果其中一相为细小的颗粒并弥散分布在材料内，则这种材料的强度往往会增加，称为弥散强化。

【**细晶强化**】晶粒愈细小，晶界总长度愈长，对位错滑移的阻碍愈大，材料的屈服强度愈高。晶粒细化导致晶界的增加，位错的滑移受阻，因此提高了材料的强度。

【**柯氏气团**】通常把溶质原子与位错交互作用后，在位错周围偏聚的现象称为气团，是由柯垂尔首先提出，又称柯氏气团。

【**孪晶**】孪晶是指两个晶体（或一个晶体的两部分）沿一个公共晶面构成镜面对称的位向关系，这两个晶体就称为孪晶，此公共晶面就称孪晶面。

【孪生】晶体受力后，以产生孪晶的方式进行的切变过程叫孪生。

【形变织构】多晶体形变过程中出现的晶体学取向择优的现象叫形变织构。包括丝织构和板织构（2002、2003）

解析论述

常见金属滑移系

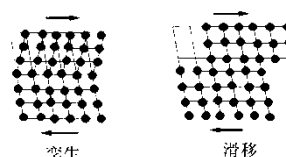
晶体结构	金属		滑移面		滑移方向
FCC	Al、Cu、Ag、Au、Ni		{111}		<101>
BCC	α -Fe		{110},{112},{123}		<111>
	Mo, W		{112}		<111>
	K		{123}		<111>
	Nb		{110}		<111>
晶体结构	金属	滑移面		滑移方向	c/a
HCP	Mg	{0001},		<2 $\bar{1}$ 10>	1.623
	Cd	{0001}			1.886
	Zn	{0001}			1.856
	Be	{0001}			1.586
	Ti	{0001}		<2 $\bar{1}$ 10>,<11 $\bar{2}$ 3>	1.587
	Zr	{0001}			1.593

滑移的位错机制

- 1、晶体滑移是借助位错在滑移面上运动来逐步进行的。
- 2、位错运动首先要克服 P-N 力。
- 3、位错运动还需克服位错之间的交互作用，割阶和扭折对位错的钉扎作用，点缺陷的气团钉扎。

对面心立方晶体而言，滑移和孪生之间的区别

1、滑移使滑移面两侧相对滑动一个完整的平移量），而孪生则在孪晶内所有的面都滑动，滑动的距离的平移矢量，每个面的滑动量和距孪生面的距离



矢量（柏氏矢离并非是完全成正比。

2、滑移后整个晶体的位向没有改变，而孪生则使孪晶部分的位向与基体成对称。

3、滑移使表面出现台阶（滑移线），表面重新抛光后，滑移线消失；孪生则使表面出现浮凸，因孪晶与基体的取向不同，表面重新抛光后并浸蚀后仍能看到。

孪晶

孪晶包括变形孪晶、生长孪晶、退火孪晶。

变形孪晶所需的临界分切应力比滑移要高，长大速度迅速，孪生曲线呈锯齿状，不断改变晶体的位相。

对称性低滑移系少的密排六方金属如 Cd、Zn、Mg 等往往容易出现孪生变形。

bcc 结构金属及高层错能的 fcc 结构金属，如 Cu ($\gamma_{SEF} \sim 80 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$)、Al ($\gamma_{SEF} \sim 170 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$) 等形变的主要机制是滑移，在低的形变温度或高的形变速率下才可能发生孪生。

低层错能 ($\gamma_{SEF} \sim 20 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$) 的 fcc 金属和合金如银、黄铜、奥氏体不锈钢等形变时很易发生孪生。

多晶体塑性变形

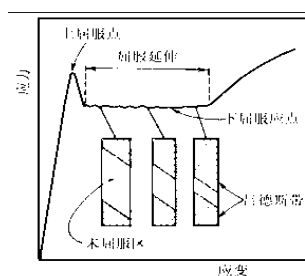
晶粒取向的影响主要表现在晶粒变形过程中的相互制约和协调性。

晶界两侧取向不同，滑移面和滑移方向不一致，在室温下对滑移具有阻碍效应。

Hall-Petch 公式： $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-\frac{1}{2}}$

屈服效应

C、N 间隙溶质原子在位错附近与位错发生成柯垂尔气团，受柯垂尔气团钉扎的位错需要更摆脱气团，出现上屈服点，而一旦挣脱气团之后比较容易，因此应力减小，形成下屈服点。开动的形逐渐转移到其它未发生塑性变形的区域，产生（吕德斯带）。



弹性交互作用形大的应力使它们位错的运动就比位错产生塑性变不均匀塑性变形

如何避免上屈服点和下屈服点的出现

防止方法： 去除 C, N (IF 钢); 预变形使位错摆脱钉扎。

应变时效（注：尚未考过）

退火状态低碳钢拉伸试样超过屈服点发生少量塑性变形卸载，然后立即重新加载拉伸，不再出现屈服点。但是若不采取上述方案，将预变形试样室温下放置几天或经 200°C 左右短时加热后再拉伸，屈服现象又复出现。称为应变时效。

Cottrell 气团理论解释为卸载后放置时间较长或经时效则溶质原子已经通过扩散而重新聚集到位错周围形成了气团，故屈服现象又复出现。

金属或合金冷塑性变形后，其结构、组织、储存能和性能的变化

组织结构：(1) 形成纤维组织：晶粒沿变形方向被拉长；(2) 形成位错胞；(3) 晶粒转动形成变形组织。

力学性能：位错密度增大，位错相互缠绕，运动阻力增大，造成加工硬化。

物理化学性能：其变化复杂，主要对导电，导热，化学活性，化学电位等有影响。

体系能量：包括两部分：(1) 因冷变形产生大量缺陷引起点阵畸变，使畸变能增大；(2) 因晶粒间变形不均匀和工件各部分变形不均匀引起的微观内应力和宏观内应力。这两部分统称为存储能，其中以前者为主。

冷变形后引起的组织性能变化为合金随后的回复、再结晶作了组织和能量上的准备。

具有 A1、A2 和 A3 结构金属单晶体类型的应力、应变曲线特点

金属单晶体典型应力应变曲线(塑性变形阶段)组成：

I 阶段——易滑移阶段：当 τ 达到晶体的 τ_c 不多，便能产生相当大的变形。此段接近于直线，($\theta = d\tau/d\gamma$ 或者 $\theta = d\sigma/d\varepsilon$) 即加工硬化率低， 10^{-4} 数量级 (G 为材料切变模量)。

II 阶段——线性硬化阶段：随着应变增加，此段也呈直线，且斜率较大，加工硬化十分显著， θ 为常数。

III 阶段——抛物线硬化阶段：随应变增加，呈抛物线型， θ 逐渐下降。

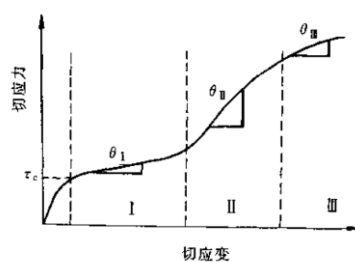


图 5.40 单晶体的切应力-切应变曲线
显示塑性变形的三个阶段

分) 由 3 阶段后, 应力增加其斜率 θ_I 一般 θ_I 为约

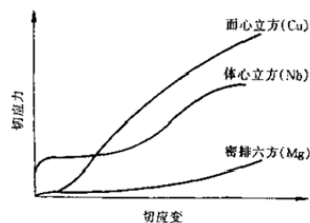


图 5.41 典型的面心立方、体心立方和密排六方金属单晶体的应力-应变曲线

应力线性增长， $\theta_{II} \approx G/300$ ，近应力上升缓慢，

对于 A1 (FCC) 和 A2 (BCC)，其晶体滑移系很多，很容易出现多系滑移，其应力应变曲线出现典型的三阶段加工硬化现象。只是当含有微量杂质原子的体心立方晶体，因杂质与位错发生交互作用产生屈服效应，曲线有所变化，出现屈服平台。对于 A3 (hcp)，其滑

移系很少，若形变时取向合适，滑移限制在基面上滑移，这样就只有一组平行的滑移面滑移，第一阶段很长（如右图），往往第二阶段还未充分发展时就已发生断裂。

弥散强化（第二相强化）：

位错与第二相的切过机制和绕过机制。

多晶体塑性变形特点

多晶体的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调配合要求，各晶粒不可能以单一滑移系动作而必然有多组滑移系同时作用，因此多晶体的应力应变曲线不会出现单晶曲线的第 I 阶段，而且其硬化曲线通常更陡，细晶粒多晶体在变形开始阶段尤为明显。

硬化理论

第 1 阶段：

只有单一滑移系开动，滑移总量通过新平行滑移面的开动来实现，位错间隔大，其硬化来自于单个位错的长程应力场，所以硬化率很低。

第 2 阶段：

位错塞积产生的长程应力场导致另一滑移系开动，于是产生大量林位错，位错滑动与林位错交割，增加位错滑移阻力。

第二滑移系开动，形成越来越多的 L-C 不动位错，成为位错塞积的有效障碍。

林位错滑移使原滑移系 F-R 源产生大量割阶，带割阶的位错运动阻力增大。

第 3 阶段：

螺位错大量交滑移到别的滑移面或塞积群前的障碍在高应力集中下被摧毁，从而使塞积位错群高应力场得以松弛，硬化率下降。

3 种残余应力：

宏观残余应力、微观残余应力、点阵畸变

多晶体晶粒细化能使材料的强度提高、韧性增加的原因

强度提高：晶粒愈细小，晶界总面积愈大，对位错滑移的阻碍愈大，材料的屈服强度愈高。晶粒细化导致晶界的增加，位错的滑移受阻，因此提高了材料的强度。遵循 hall-petch 关系 $\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ ，即晶粒越细，晶界越多晶界对运动位错阻碍越显著，提高强度幅度越大。

韧性增加：晶粒细小，因为细晶粒受到外力发生塑性变形可分散在更多的晶粒内进行，整个晶粒可较变形均匀，不同的滑移系组合少，应力集中较小；此外，晶粒越细，晶界面积越大，晶界越曲折，越不利于裂纹的扩展。

5.3 回复和再结晶

基本概念

【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】指的是冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原变形组织中重新产生了无畸变的新晶粒，而性能也发生了明显的变化并恢复到变形前的状态，这个过程称为再结晶。（指出出现无畸变的等轴新晶粒逐步取代变形晶粒的过程）

【均匀形核】新相晶核是在母相中存在均匀地生长的，即晶核由液相中的一些原子团直接形成，不受杂质粒子或外表面的影响。

【非均匀形核】新相优先在母相中存在的异质处形核，即依附于液相中的杂质或外来表面形核。

【异质形核】晶核在液态金属中依靠外来物质表面或在温度不均匀处择优形成。

【二次再结晶】再结晶结束后正常长大被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象。（2002、2003、2004）

【再结晶温度】形变金属在一定时间（一般 1h）内刚好完成再结晶的最低温度。（2004、2007）

【再结晶退火】所谓再结晶退火工艺，一般是指将冷变形后的金属加热到再结晶温度以上，保温一段时间后，缓慢冷却至室温的过程。

【临界变形度】给定温度下金属发生再结晶所需的最小预先冷变形量。

解析论述

回复与再结晶过程中组织的变化情况

回复阶段不发生大角度晶界的迁移，晶粒的形状和大小保持不变，仍为纤维状。随退

火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并并长大；在形变不均匀区内发生再结晶形核及长大，无位错的等轴再结晶晶粒取代长条状高位错密度的形变晶粒；随后是晶粒正常长大

回复与再结晶过程中性能的变化情况

强度和硬度：回复阶段的硬度变化很小，约1/5，而再结晶阶段则下降较多。其主要是与金机制有关，回复阶段变形金属仍保持很高的位错生再结晶后，则由于位错密度显著降低，故强度下降。

电阻：变形金属的电阻在回复阶段已表现出趋势。因为电阻率与晶体点阵中的点缺陷（如空子等）密切相关。点缺陷所引起的点阵畸变会使传导电子产生散射，提高电阻率。因此，再回复阶段点缺陷浓度明显减小致使电阻率明显下降。

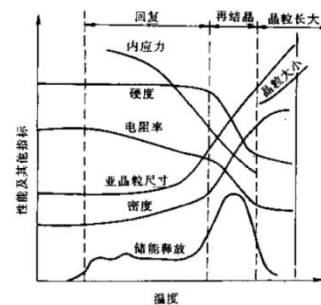
内应力：在回复阶段，大部分或全部的宏观内应力可以消除，而微观内应力则只有通过再结晶可全部消除。

亚晶粒尺寸：在回复的前期，亚晶粒尺寸变化不大，但在后期，尤其在接近再结晶时，亚晶粒尺寸就显著增大。

密度：变形金属的密度在再结晶阶段发生急剧增高，显然除与前期点缺陷数目减小有关外，主要是再结晶阶段中位错密度显著降低所致。

储能的释放：当冷变形金属加热到足以引起应力松弛的温度时，储能就被释放出来。回复阶段各材料释放的储存能量均较小，再结晶晶粒出现的温度对应于储能释放曲线的高峰处。

冷变形金属在退火过程中的性能和能量变化。



占总变化的属中的位错密度，而发和硬度明显的下降位、间隙原子

回复机制（注：尚未考察）

- 1、低温回复：主要与点缺陷的迁移有关
- 2、中温回复：发生位错的运动和重新分布
- 3、高温回复：刃型位错攀移，多边形化

再结晶形核机制

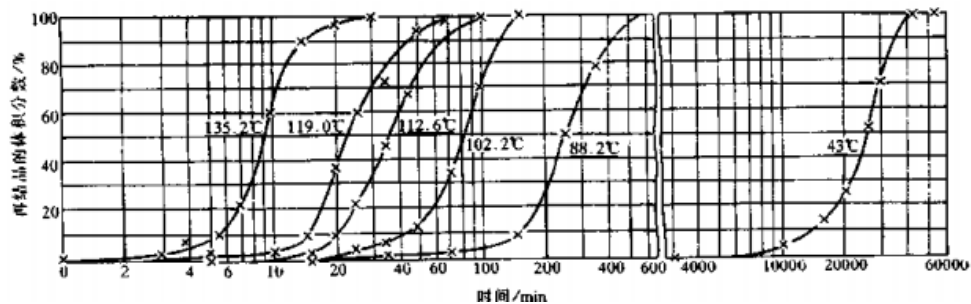
- 1、晶界弓出形核

2、亚晶粗化聚合形核

再结晶基本规律

- 1、需超过一最小形变量--- ε_c ，称临界变形程度。
- 2、随 $\varepsilon \uparrow$ ， $T_{\text{再}} \downarrow$ ；但当 ε 大到一定值后， $T_{\text{再}}$ 趋于一稳定值。
- 3、再结晶刚完成时的尺寸 d 取决于 ε 而和 T 关系不大。
- 4、原始 $d_0 \uparrow$ ，要获得相同的 $T_{\text{再}}$ 的 ε 越大。
- 5、 $T_{\text{def}} \uparrow$ ，要获得相同程度的应变硬化所需的 $\varepsilon \uparrow$ 。
- 6、新晶粒不会长入取向相近的形变晶粒中。
- 7、再结晶后继续保温， $d \uparrow$ （此为长大问题）

再结晶动力学（S 型曲线）



再结晶温度影响因素

- 1、变形程度的影响
- 2、原始晶粒尺寸
- 3、微量溶质原子
- 4、第二相粒子
- 5、再结晶退火工艺参数

再结晶后晶粒大小

变形度的影响：存在一个临界变形量，大于临界变形量后，形核率增加较快，晶粒越细。

退火温度的影响：影响微弱。

异常晶粒长大（二次再结晶）

物质发生回复再结晶结束后，在再结晶晶粒的长大阶段正常长大过程被抑制而发生少数晶粒异常长大的现象。

二次再结晶是一种晶粒的异常长大，发生异常晶粒长大的基本条件是正常晶粒长大过程被某些抑制因素（如弥散相抑制，织构抑制，厚度抑制等）所阻碍。继续延长退火时间，加热到更高温度，局部地方晶粒会摆脱抑制而发生快速长大，不断吞并周围正常的晶粒，直到相互接触为止。

再结晶组织形成机制

- 1、定向生长理论
- 2、定向形核理论

退火孪晶

某些面心立方金属和合金如铜及铜合金、镍及镍合金和奥氏体不锈钢等冷变形后经再结晶退火后会出现退火孪晶，原因是因为这些金属层错能低，满足孪晶生长的能量条件。

面心立方的孪晶面为 $\{111\}$ 。形成退火孪晶需发生层错，即又正常的...ABCABC...改变为...ABC \bar{B} ACBACAB \bar{C} ABC...，其中 \bar{C} 与 \bar{C} 两面为共格孪晶间的晶体则构成一退火孪晶带。

退火孪晶一般是在晶粒生长过程中产生的，形必须满足能量条件，孪晶界面能 γ_T 和界面能 γ_o 的比小时易于产生退火孪晶，对于层错能 γ_T 比较小的晶体， γ_T/γ_o 很低，容易产生退火孪晶；反之，若孪晶界面能较高，则一般不易产生退火孪晶。



堆垛过程中

晶界面，其

成退火孪晶
值 γ_T/γ_o 很

驱动力

回复、再结晶的驱动力是储存能，晶粒长大过程中的驱动力是总界面能的降低。

5.4 高聚物的变形特点

（*注：暂时可能不考）

第 6 章 单组元相图及纯晶体的凝固

6.1 单元系相变的热力学及相平衡

基本概念

【相】体系中具有相同物理和化学性质的，且与其他部分以界面分开的均匀部分。

【相平衡】多相系统中当相与相之间达到物理和化学的平衡，不随时间而变化，则称系统达到相平衡。

【相平衡的热力学条件】各相的温度和压力相等（即等温等压条件下），任一组分在各相中的化学势相等，体系此时的总摩尔吉布斯自由能最小。

【吉布斯相律】是处于热力学平衡状态的系统中，自由度与组元数和相数之间关系的规律，简称相律。形式为： $F=C-\varphi+2$ ，若忽略压力的影响有： $F=C-\varphi+1$ 。（ C 为组元数， φ 为相数， F 为自由度）

【相图】描述各相平衡存在条件或共存关系的图解，也可称为平衡时热力学参量的几何轨迹。

6.2 纯晶体的凝固

基本概念

【结构起伏】液态结构的原子排列为长程无序，短程有序，并且短程有序原子团不是固定不变的，它是此消彼长，瞬息万变，尺寸不稳定的结构，这种现象称为结构起伏。

【过冷度】相变过程中冷却到相变点以下某个温度后发生转变，平衡相变温度与该实际转变温度之差称过冷度。

【均匀形核】液体结构中不稳定的近程排列的原子集团（晶胚）在一定条件下转变成稳定的固相晶核的过程。新相晶核是在母相中均匀地生长的，即晶核由液相中的一些原子团直接形成，不受杂质粒子或外表面的影响。

【非均匀形核】新相优先在母相中存在的异质处形核，即依附于液相中的杂质或外来表面

形核。

解析论述

凝固热力学条件

在恒温恒压条件下，相变后(b)与相变前(a)的摩尔吉布斯自由能差： $\Delta G^{\alpha \rightarrow \beta}$ (J/mol) 不大严格地称之为相变驱动力。 $\Delta G^{\alpha \rightarrow \beta} = \Delta H^{\alpha \rightarrow \beta} - T\Delta S^{\alpha \rightarrow \beta}$

$$\Delta G^{\alpha \rightarrow \beta} = \Delta H_0^{\alpha \rightarrow \beta} \frac{\Delta T}{T_0}$$

要使 $\Delta G < 0$ ，必须有 $\Delta T > 0$ ，即实际凝固温度应低于熔点 T_m 。

均匀形核的热力学

凝固过程中液相中存在结构起伏、形成时聚序原子集团，其为可能的晶胚。在过冷液体中出现的能量变化：(1) 由于新相形成使系统自由能为 $V_\beta \Delta G_v = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v$ ，这是相变的驱动力；(2) 另胚构成新的表面，又会引起表面自由能的升高， $= 4\pi r^2 \gamma$ ，这是相变的阻力。液固相变，体积应变能完全释放掉，其值为零。故总的自由能变化为：

$$\Delta G = V_\beta \Delta G_v + A_\beta \gamma = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma$$

得临界晶核 r^* 和临界晶核形成功 ΔG^* 与过冷度间的关系：

$$r^* = \frac{2\gamma T_0}{\Delta T \Delta H^0} \quad , \quad \Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3 T_0^2}{3(\Delta H^0 \Delta T)^2} = \frac{1}{3} \gamma A^*$$

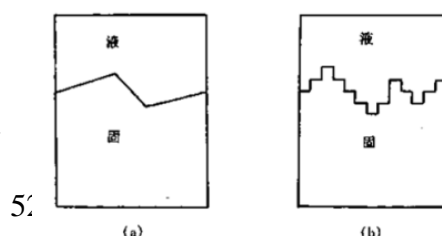
即均匀形核时母相和新相体积吉布斯自由能之差只能补偿界面能的 2/3，余下的 1/3 表面吉布斯自由能只能靠母相中能量分布的涨落提供。

非均匀形核临界半径=均匀形核半径，非均匀形核功<均匀形核功

凝固界面微观结构

凝固界面微观结构从原子尺度来说分为光滑界面。

光滑界面为基本完整的原子面，液固两



粗糙界面和

相截然分开，

图 6.13 液-固界面示意图
(a) 光滑界面 (b) 粗糙界面

从微观上看是光滑的，宏观上往往是由不同位向的小平面组成，呈折线状。

粗糙界面，固液两相之间界面从微观来看是高低不平的，存在几个原子层厚度的过渡层，过渡层内半数的位置为固相原子所占据。但由于过渡层很薄，宏观来看界面显得平直，不出现曲折小平面。

晶体长大方式

连续成长

适合于粗糙界面。晶体界面上，原子位置约有一半虚位以待，易于接纳外来原子。晶体依靠原子由液体连续不断地向固体扩散而成长。

二维晶核式的成长

适合于晶体界面既无台阶也无缺陷，理想平面。单个孤立原子很难稳定在晶体表面，结合牢靠。靠系统能量涨落形成一个具有单原子厚度、并具有一定宽度（临界晶核尺寸）的平面原子集团，同时落在平滑界面上。二维晶核形成后，周围出现台阶晶体借台阶侧向扩展成长。

借螺形位错生长

垂直于螺型位错的表面呈现螺旋形的台阶，很容易被原子填充。

结晶动力学

形核率和时间之间呈指数关系： $\varphi_t = 1 - \exp(-kt^n)$ 。

纯晶体凝固时的生长形态（考虑液固界面微观结构以及界面前沿液相中的温度分布情况）

1、正温度梯度下（ $dT/dz > 0$ ），界面保持稳定的平面形态：

光滑界面结构晶体，生长形态呈台阶状；粗糙界面结构的晶体，生长界面呈平面状。

2、负温度梯度下（ $dT/dz < 0$ ），界面呈枝晶状。

凝固后的晶粒大小控制

1、提高冷却速度从而加大了过冷度。相变驱动力加大，提高了形核率。

2、加孕育剂。提供大量的非均匀形核地点，提高了形核率，降低了形核位垒。

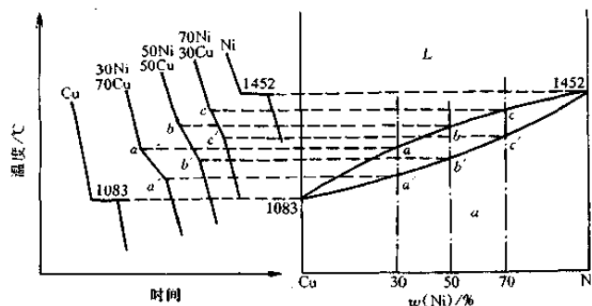
3、机械或电磁搅拌。将枝晶振碎增加核数目或加强热满打满算能量落，提高了形核率。

第 7 章 二元系相图和合金的凝固与制备原理

7.1 相图的表示和测定方法

解析论述

由步冷曲线建立相图



7.2 相图热力学的基本要点

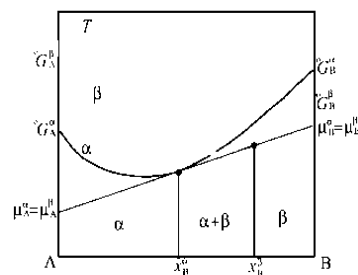
解析论述

利用自由能-成分曲线说明,公切线将成分范围分成三个区域,各区域内哪些相稳定?为什么?

左侧范围是 α 相稳定,因为它的自由能最低。

右侧范围是 β 相稳定,也是因其自由能最低。

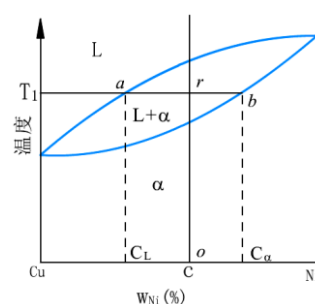
两公切点之间范围是两相共存稳定,因任意在时的自由能都不如它分解为成分为公切点处的能的加权值(在公切线直线上)低。



一个单相存
时两相自由

杠杆定律

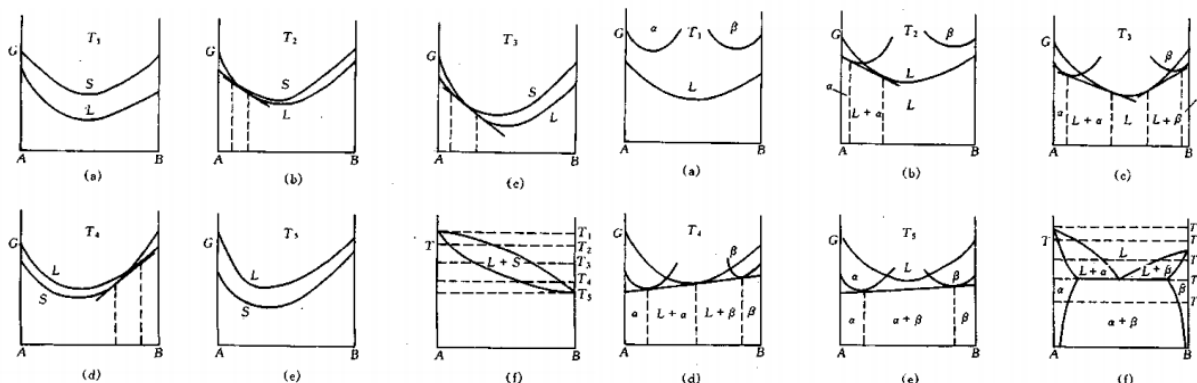
以 Cu-Ni 相图为例,设液相浓度为 C_L %(wt), C_α %(wt), 假设合金的质量为 1, 液相质量为 W_L , 固 $W_L + W_\alpha = 1$, 另外合金 A 中的含 Ni 量应该等于液相相含 Ni 量之和, 即 $W_L C_L + W_\alpha C_\alpha = 1x_C$, 由这二式 $W_L / W_\alpha = (C_\alpha - C) / (C - C_L) = r_b / r_a$, 再变换一下可得



固相浓度为
相质量为 W_α ,
含 Ni 量和固
可以得出
 $W_L \cdot ar =$

$W_{\alpha} \cdot rb$ ，这个关系式与以 r 为支点，以 a 、 b 二点为受力端点的杠杆平衡时的关系类似，故称其为杠杆定律。为方便起见，可以进而变成 $W_L = rb/ab \times 100\%$ ， $W_{\alpha} = ar/ab \times 100\%$ ，这样就可直接求出二相的相对含量。

由自由能成分曲线推测相图（或由相图画成分自由能曲线）



7.3 二元相图分析

基本概念

【**匀晶转变**】由液相结晶出单相固溶体的过程。

【**包晶转变**】在二元相图中，包晶转变就是已结晶的固相与剩余液相反应形成另一固相的恒温转变。

【**共晶转变**】由一个液相生成两个不同固相的转变。

【**共析转变**】由一种固相分解得到其他两个不同固相的转变。

【**包析反应**】由两个固相反应得到一个固相的过程为包析反应。

【**伪共析转变**】非平衡转变过程中，处在共析成分点附近的亚共析、过共析合金，转变終了组织全部呈共析组织形态。

【**平衡凝固**】凝固过程中的每个阶段都能达到平衡，即在相变过程中有充分时间进行组元间的扩散，以达到平衡相的成分。

【**非平衡凝固**】平衡凝固一般是很难实现的。当冷却速度稍大时，在每个温度间隔固相的溶质分子不可能扩散均匀，即固相的整体成分不可能达到平衡成分，这就是非平衡凝固。

【枝晶偏析】 固溶体在非平衡冷却条件下，匀晶转变后新得的固溶体晶粒内部的成分是不均匀的，先结晶的内核含较多的高熔点的组元原子，后结晶的外缘含较多的低熔点的组元原子，而通常固溶体晶体以树枝晶方式长大，这样，枝干含高熔点组元较多，枝间含低熔点组元原子多，造成同一晶粒内部成分的不均匀现象。

【珠光体】 铁碳合金共析转变的产物，是共析铁素体和共析渗碳体的层片状混合物。

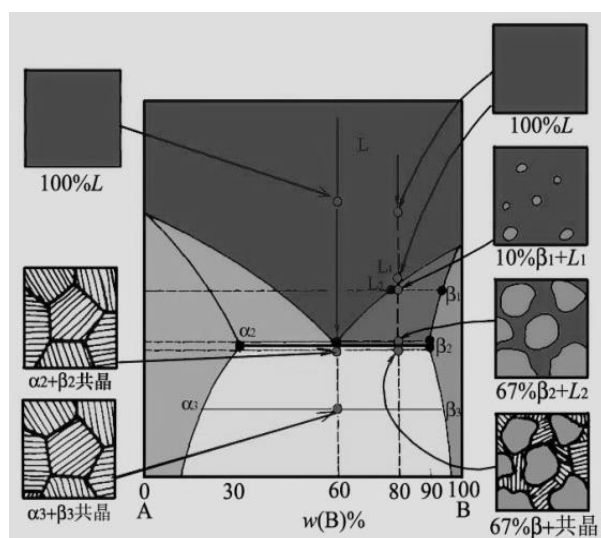
【莱氏体】 铁碳相图共晶转变的产物，是共晶奥氏体和共晶渗碳体的机械混合物。

【重心法则】 处于三相平衡的合金，其成分点必位于共轭三角形的重心位置。

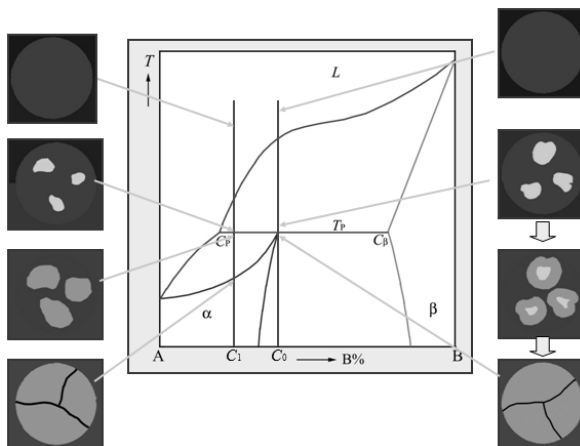
【调幅分解】 过饱和固溶体在一定温度下分解成结构相同、成分不同的两个相的过程。

解析论述

共晶相图及平衡凝固组织



包晶相图及平衡凝固组织

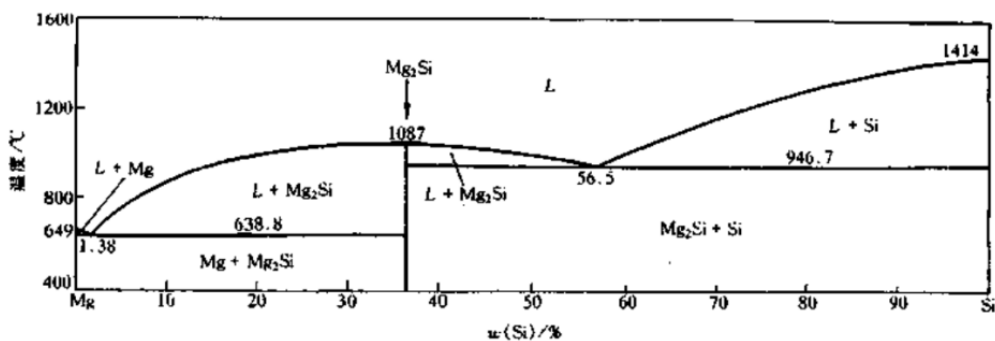


调幅分解

调幅分解是自发的脱溶过程，它不需要形核，其成分在拐点线之间，母相的任何涨落都会导致吉布斯自由能的减小，系统自动地分解为富 A 和富 B 的两部分，通过上坡扩散两部分的成分连续变化，直至达到形成成分不同、结构相同的两个相的过程。

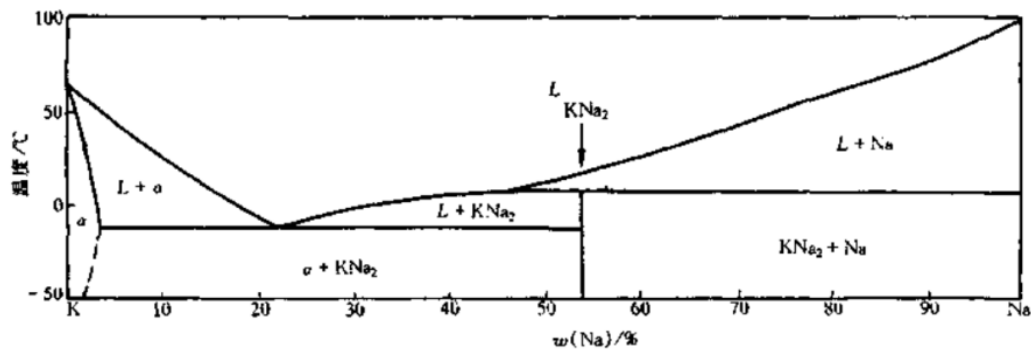
具有稳定化合物的相图

稳定化合物具有确定的熔点，可融化成与固态相同成分液体的化合物

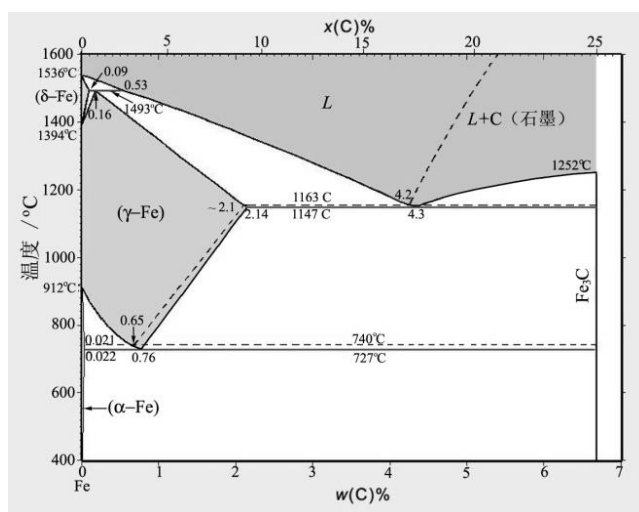


具有不稳定化合物的相图

不稳定化合物不可融化成与固态相同成分的液体，当加热到一定温度时会发生分解，转变成 2 个相。



具有固态转变的相图

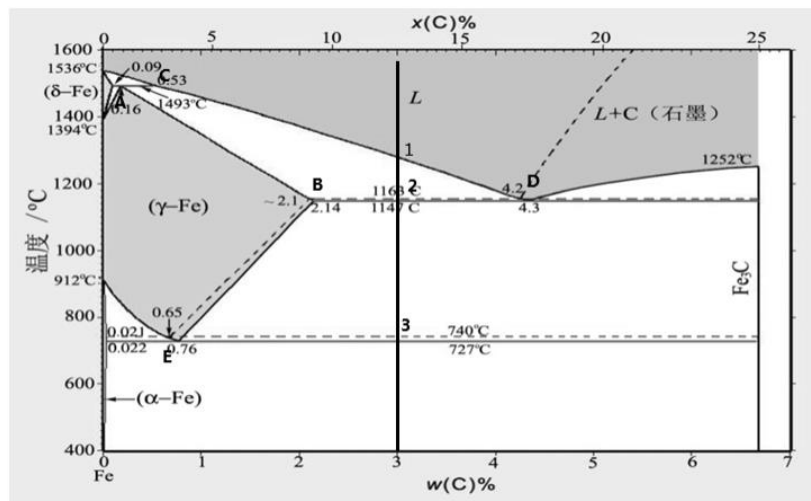


二元系各类恒温转变图形

恒温转变类型		反应型	图型特征
共晶式	共晶转变	$L \rightleftharpoons \alpha + \beta$	
	共析转变	$\gamma \rightleftharpoons \alpha + \beta$	
	偏晶转变	$L_1 \rightleftharpoons L_2 + \alpha$	
	熔晶转变	$\delta \rightleftharpoons L + \gamma$	

恒温转变类型		反应型	图型特征
包晶式	包晶转变	$L + \beta \rightleftharpoons \alpha$	
	包转转变	$\gamma + \beta \rightleftharpoons \alpha$	
	合晶转变	$L_1 + L_2 \rightleftharpoons \alpha$	

铁碳合金的组织及其性能



碳原子 4 中存在形式：铁素体、奥氏体、渗碳体、游离态石墨

3 个三相恒温转变：

包晶反应： $L(0.53\%C) + \delta\text{-Fe}(0.09\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(0.17\%C)$

共晶反应： $L(4.3\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(2.11\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

共析反应： $\gamma\text{-Fe}(0.77\%C) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(0.02\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

组织转变过程：

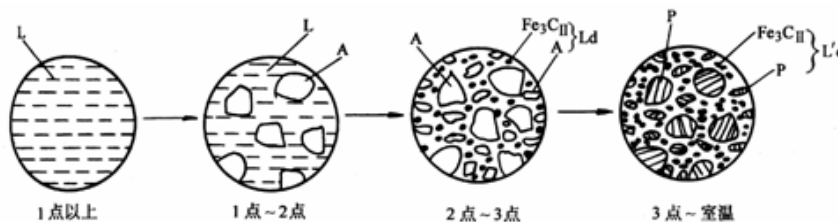
1、液态合金缓冷到 1 点时，从液相中析出先共晶奥氏体 γ ，随温度的降低， γ 不断析出，其成分沿着 AB 线变化，液相成分沿着 CD 线变化；

2、温度缓冷至 2 时，液相成分为共晶成分，发生共晶反应析出莱氏体（奥氏体+渗碳体）

3、继续降低温度，奥氏体成分将沿着 BE 线变化，析出二次渗碳体

4、当温度降至 3 时，成分为 0.77C 的奥氏体转化为珠光体，莱氏体转变为变态莱氏体（即低温莱氏体）。

组织转变示意图：



7.4 二元合金的凝固理论

基本概念

【成分过冷】界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷。

解析论述

组分过冷对界面形貌的影响

温度梯度为负时，由于界面前沿溶质富集，相应液相凝固点降低，这种由于界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷，称为组分过冷。存在组分过冷时，使得平直界面的偶然扰动凸出可以持续长大。界面前沿的组分过冷区大小取决于实际温度场温度梯度 dT/dx 和熔点分布曲线在界面处的 dT_L/dx ，只有 $dT_L/dx > dT/dx$ 才会存在组分过冷。

- 1、组分过冷不大时，过冷区较小，凸起部分不可能有较大伸展，使界面形成胞状组织
- 2、若组分过冷区非常大，凸出部分就能继续向过冷液相中生长，同时侧面产生分枝，形成二次枝晶轴，进而再长出三次枝晶轴，这样界面为树枝状组织。
- 3、另外还有介于平面状和胞状之间的平面胞状晶核介于胞状和树枝状之间的胞状树枝晶。

铸锭三晶区

- 1、细晶粒外壳（激冷层）：沿模壁薄层液体中产生大量晶核，形成细小的等轴晶粒。区域很窄。
- 2、柱晶区：粗大的长柱状晶粒，紧接细晶外壳，定向结晶的产物。
- 3、等轴晶区：较粗大的各方向尺寸近乎一致的晶粒，位于铸锭心部。

铸锭常见宏观缺陷及形成原因

常见缺陷：

常见缺陷有宏观偏析（如正常偏析、反常偏析、比重偏析），带状组织以及缩孔、疏松、气泡等。

形成原因：

正常偏析：指 $k_0 < 1$ ，按合金的分配系数先析出的含溶质低，后凝固的含溶质多。因铸锭尺寸大，由表面到中心成分不均匀，偏析出现在宏观尺度上，称宏观偏析。

反常偏析：仍遵守分配系数关系，只是形成大量枝晶后，富集溶质的液相会沿枝晶间的通道逆向回流到先凝固的铸锭表面附近，造成由表面到中心成分分布的反常。

比重偏析：凝固时，由于固相与液相比重不同，而沉积或漂浮，从而造成铸锭下端与上端成分的不均匀，也是宏观尺度。

缩孔、疏松、气泡：大多数金属凝固时发生体积收缩，若无液态金属补充，则形成收缩孔洞。缩孔是凝固从外向内进行，由于收缩液体水平面持续下降最后形成一个空洞；疏松是枝晶缝隙处在液体流入之前就完全凝固了，形成细小的空洞；气泡是合金凝固时，液体中因溶入的气体过饱和而析出，形成气泡，或者是凝固时发生化学反应形成气泡。

常见显微偏析及形成原因

1、胞状偏析

单相合金凝固当组分过冷不大时，界面以胞状前沿推进。 $k_0 < 1$ 时，在胞状晶边界接点处溶质富集最严重；当 $k_0 > 1$ 时情况恰好相反。称胞状偏析。实验研究表明，在胞状晶边界接点处的溶质浓度比平均浓度可能大 2 个数量级。胞状偏析可以通过扩散退火来减轻或消除。

2、枝晶偏析

合金在树枝状凝固时，溶质在枝晶间富集 ($k_0 < 1$)，这就是枝晶偏析，有时甚至会出现第二相。冷却速度越快，扩散越不充分，则偏析越严重；元素在固相中扩散系数 D_s 越小，偏析越严重，相图中液固相线水平距离（成分间隔）越大，偏析越严重；第三组元使某元素的溶质平衡分配系数 k_0 减小 ($k_0 < 1$)，则偏析加大。

3、晶界偏析

凝固时若晶界与长大方向平行，由于表面能的要求，在晶界与界面相交之处会产生沟槽（典型的沟槽深约 10^{-3}cm ），在晶界沟槽处产生明显的偏析。若存在组分过冷时，会在晶界沟槽处产生明显的偏析。在 2 个长大的晶粒相碰时形成晶界，晶界容纳了较多的溶质原子 ($k_0 < 1$)，也会形成晶界偏析。

显微偏析消除办法：

- 1、产生后可用扩散退火法消除掉，即在高温较长时间加热和保温，减小或消除偏析。
- 2、快冷，一般来说，快冷大多可使显微偏析减弱。当冷却速度很大时（如近代激冷技

术)，可获得近似非扩散凝固，可得到超细晶粒、超饱和度、低偏析或无偏析、甚至非晶态组织。

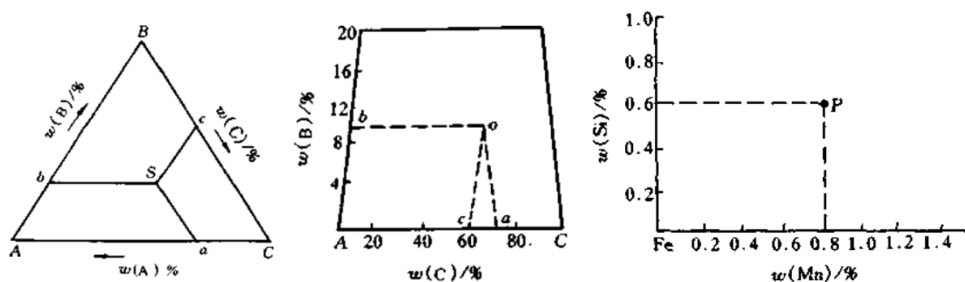
7.5 高分子合金概述

(*注：暂时可能不考)

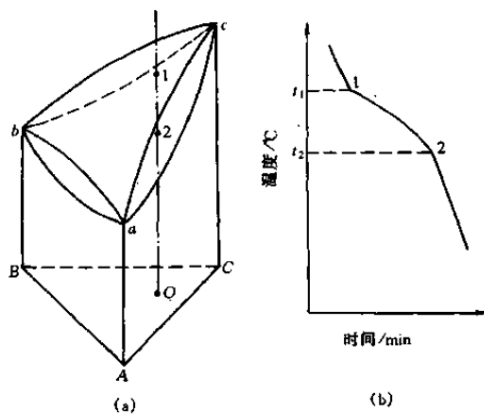
第 8 章 三元相图

解析论述

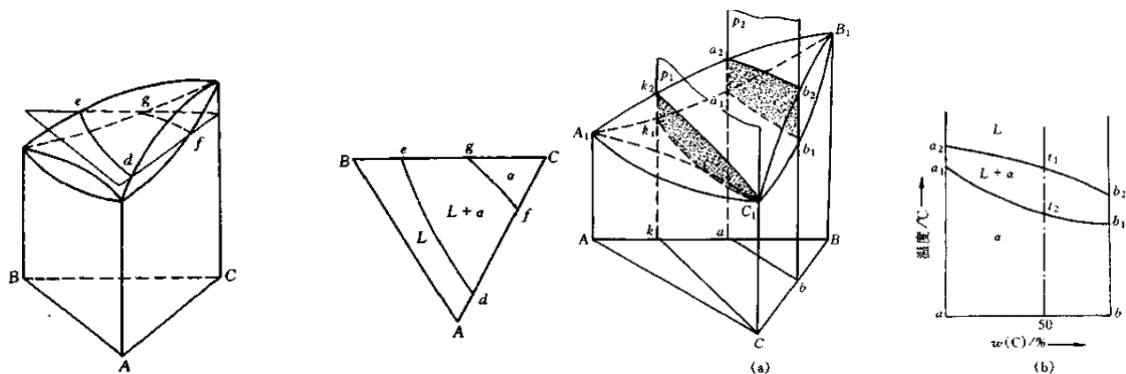
三元相图成分表示方法



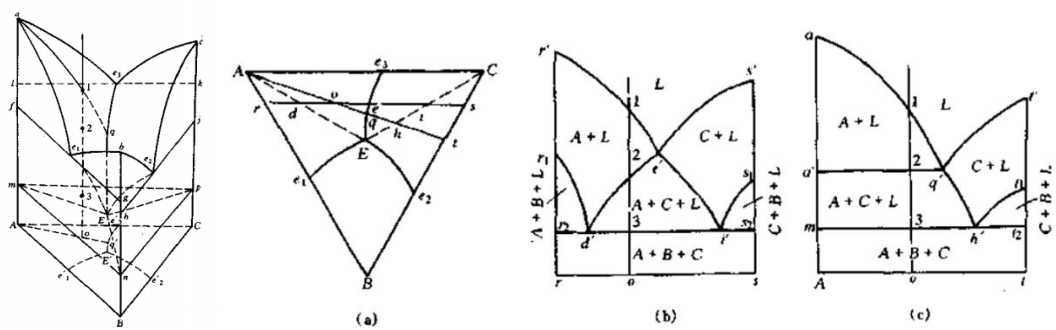
三元相图空间模型（匀晶相图）



水平截面图及垂直截面图



由水平投影图画垂直截面图



四相平衡转变

共晶型转变 $I \leftrightarrow II + III + IV$ ，包括

共晶转变 $L \leftrightarrow \alpha + \beta + \gamma$

共析转变 $\delta \leftrightarrow \alpha + \beta + \gamma$

包晶型转变 $I + II \leftrightarrow III + IV$ ，包括

包共晶转变 $L + \alpha \leftrightarrow \beta + \gamma$

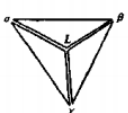

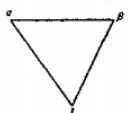
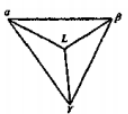

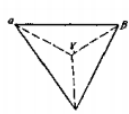
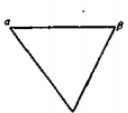
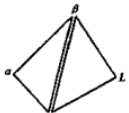
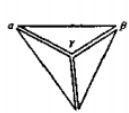



包共析转变 $\delta + \alpha \leftrightarrow \beta + \gamma$

包晶型转变 $I + II + III \leftrightarrow IV$ ，包括

包晶转变 $L + \alpha + \beta \leftrightarrow \gamma$

包析转变 $\delta + \alpha + \beta \leftrightarrow \gamma$

四元平衡区在三元相图中是一个平面，在垂直截面中是一条水平线。

转变类型	$L \leftrightarrow \alpha + \beta + \gamma$	$L + \alpha \leftrightarrow \beta + \gamma$	$L + \alpha + \beta \leftrightarrow \gamma$
转变前的三相平衡			
四相平衡			
转变后的三相平衡			
液相面交线的投影			

第9章 材料的亚稳态

9.1 纳米晶材料

(*注：不考)

9.2 准晶态

(*注：不考)

9.3 非晶态材料

解析论述

玻璃化转变条件

合金由液相转变为非晶态（金属玻璃）的能力，即决定于冷却速度也决定于合金成分。能够抑制结晶过程实现非晶化的最小冷速称为临界冷速。

9.4 固态相变形成的亚稳相

基本概念

【脱溶】一个固溶体体系在高温时是单相（未饱和），因为溶解度一般随温度降低而降低，这个单相体系冷却到低温时变成不稳定的过饱和固溶体，若条件允许，它将会发生过饱和固溶体脱溶分解，从 α 母相中产生 β ， β 的产生和长大过程就叫脱溶。可用反应式： α 过饱和 \rightarrow α 饱和 $+$ β 来表示。

【连续脱溶】在脱溶的过程中，随新相生成，母相成分连续的、平缓的由过饱和态逐渐转变到饱和态，这样的脱溶叫做连续脱溶。

【不连续脱溶】（胞状脱溶）此时在母相和新生成的 α 相间存在一个界面，界面两侧的成分（基体仍有一定的过饱和度）以及点阵常数不连续。

【马氏体相变】其过程遵循无扩散、切变方式的相转变。

【惯习现象】相变过程中新相长大易于沿着母相的某些特定的晶面和晶向以针状或片状的形态优先发展。

解析论述

固态相变的一般特点

- 1、相变阻力中多了应变能一项。
- 2、形核方面：非均匀形核，存在特定的取向关系，常为共格或半共格界面。
- 3、生长方面：出现惯习现象，即有脱溶贯序；特殊规则的组织形态，如片状、针状。
- 4、有亚稳相出现以减少相变阻力。

固体相变比液态相变所需要的过冷度要大

1、固态相变由于增加了弹性应变能，相变阻力增大，与液固相变相比 ΔG^* 和 r^* 增大，二者都是 ΔG_v 的函数，因此随过冷度（过热度）增大， ΔG^* 和 r^* 减小，相变容易发生。

2、由于存在相变阻力，因而新旧相自由能之差的绝对值应当大于阻力，即 $|\Delta G_{\text{驱动}}| > |\Delta G_{\text{阻力}}|$ 相变才能克服阻力而进行下去。因此过冷度必须大于一定值时，固态相变才能发生，这是与液固相变的一个根本区别，所以固态相变时的过冷度均较大，特别是无扩散相变时过冷度甚至达到了几百度。

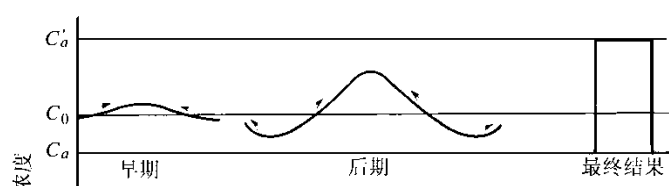
3、驱动力与阻力的绝对值相等时则为相变临界状态（出现临界点）。

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。

调幅分解是自发的脱溶过程，它不需要形核，其成分在拐点线之间，母相的任何涨落都会导致吉布斯自由能的减小，系统自动地分解为富 A 和富 B 的两部分，通过上坡扩散两部分的成分连续变化，直至达到形成成分不同、结构相同的两个相的过程。

调幅分解的机制是溶质原子的上坡扩散，故可解扩散方程进行定量处理。



以 Al-4.5%Cu 合金为例,分析过饱和固溶体的脱溶分解过程(脱溶贯序),中间析出相的形状和结构,并讨论脱溶温度对脱溶贯序的影响。

Al-4.5%Cu 合金固溶处理后,在最佳时效温度~150℃时效,会出现脱溶贯序:

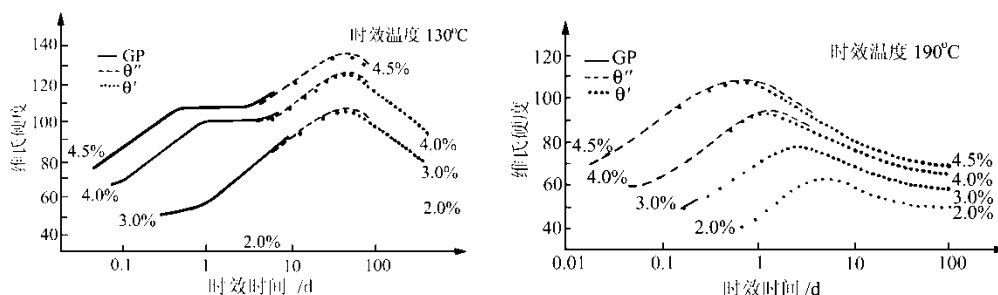
过饱和固溶体→GP 区→ θ'' → θ' → θ

其中 GP 区是铜原子富集区; θ'' 、 θ' 是四方结构亚稳相,圆盘状,沿基体的{100}面析出,具有共格/半共格界面,与基体存在特定的取向关系; θ 是四方结构稳定相,不规则形状。

提高时效温度,脱溶加快,但过饱和度减少,相变驱动力减少,可能导致直接析出平衡相,时效强化能力减弱;时效温度过低则情况相反,达到最佳性能的时间过长。

时效强化

脱溶强化时存在时效硬化曲线,硬度随时间变化先增大到达峰值后逐渐降低,硬度峰值大多位于 θ'' 充分发展阶段,因为时效强化主要靠 GP 区和 θ'' 相,因两者很细小、弥散,有共格或半共格界面,强化效果好。 θ' 出现后硬度开始下降;合金饱和度越大,硬化开始越早所达到峰值越大。



一级相变和二级相变

按相变时热力学参数变化的特征分类,把相变分为一级相变和高级相变(二级、三级.....)。

在相变时两相的化学势相等,但化学势的一阶偏微商不相等,这类相变称为一级相变。因为化学势的一阶偏微商可能是体积、熵(和焓),所以发生这类相变时体积、熵(和焓)有突变。晶体的凝固、升华、熔化以及金属和合金中大多数固态相变都属于一级相变。

相变时,两相的化学势相等,化学势的一阶偏微商也相等,但化学势的二阶偏微商不相等,这类相变称为二级相变。因为化学势的二阶偏微商可能是材料的压缩系数、膨胀系数及比热容来表达,所以相变时有比热容、膨胀系数和压缩系数的突变。磁性转变、有些合金中的有序、无序转变及超导态转变等属于二级相变。

下篇 真题、解析及模拟试题

07-12 年材料科学基础试卷概要

年份：2007 年

● 名词解释（50 分）

【调幅分解】、【再结晶温度】、【晶体缺陷】、【马氏体相变】、【影响扩散的因素】、
【布拉菲点阵】、【A1 和 A3 晶体结构中原子的堆垛方式】、【金属键】、【固溶体】

● 分析论述

- | | |
|---------------------|-------|
| ◆ 晶体结构（15 分） | 第 2 章 |
| ◆ 扩散第一定律/上坡扩散（10 分） | 第 4 章 |
| ◆ 回复及再结晶（15 分） | 第 5 章 |
| ◆ 应力应变曲线（15 分） | 第 5 章 |
| ◆ 凝固与形核（15 分） | 第 6 章 |
| ◆ 铁碳相图（20 分） | 第 7 章 |
| ◆ 不变反应（10 分） | 第 7 章 |
| ◆ 铸锭三晶区（30 分） | 第 7 章 |

（注：早些年考题分为统考生和单考生，部分试题不一样，故总分大于 150 分）

年份：2008 年

● 名词解释（60 分）

【扩散第一定律】、【位错】、【二次再结晶】、【晶体结构和空间点阵】、【二级相变】、
【孪生】、【成分过冷】、【堆垛层错】、【凝固界面微观结构】

● 分析论述

- | | |
|----------------|-------|
| ◆ 晶体结构（20 分） | 第 2 章 |
| ◆ 退火孪晶（20 分） | 第 5 章 |
| ◆ 应力应变曲线（20 分） | 第 5 章 |
| ◆ 相律（20 分） | 第 6 章 |
| ◆ 二元相图（30 分） | 第 7 章 |
| ◆ 铸锭组织（30 分） | 第 7 章 |

年份：2009 年

● 名词解释

（注：2009 年试题无名词解释）

● 分析论述

- | | |
|---------------------|-----------|
| ◆ 晶体缺陷（10 分） | 第 1 章 |
| ◆ 晶体学基础（20 分） | 第 2 章 |
| ◆ 晶体结构（20 分） | 第 2 章 |
| ◆ 扩散第一定律/上坡扩散（20 分） | 第 4 章 |
| ◆ 扩散方程（15 分） | 第 4 章 |
| ◆ 应力应变曲线（20 分） | 第 5 章 |
| ◆ 三相不变反应（10 分） | 第 7 章 |
| ◆ 凝固界面形貌（15 分） | 第 6、7 章 |
| ◆ 固态转变（20 分） | 第 5、6、9 章 |

年份：2010 年

● 名词解释（30 分）

【低碳钢应力-应变曲线的屈服现象】、【金属及合金凝固时形成树枝状晶】、【上坡扩散】、

【二次再结晶】

● 分析论述

- | | |
|---------------|-------|
| ◆ 晶体结构（15 分） | 第 2 章 |
| ◆ 鲍林规则（15 分） | 第 2 章 |
| ◆ 位错（15 分） | 第 3 章 |
| ◆ 铸锭三晶区（20 分） | 第 7 章 |
| ◆ 铁碳相图（20 分） | 第 7 章 |
| ◆ 脱溶（20 分） | 第 9 章 |
| ◆ 固态相变（15 分） | 第 9 章 |

年份：2011 年

● 名词解释（40 分）

【空间点阵】、【临界分切应力】、【滑移系】、【堆垛层错】、【调幅分解】、【脱溶】、【上坡扩散】、

【再结晶温度】

● 分析论

- | | |
|--------------|-------|
| ◆ 晶体结构（30 分） | 第 2 章 |
|--------------|-------|

- | | |
|---------------------|-------|
| ◆ 位错（10 分） | 第 3 章 |
| ◆ 回复和再结晶（10 分） | 第 5 章 |
| ◆ 上下屈服点效应（10 分） | 第 5 章 |
| ◆ 凝固与形核（10 分） | 第 6 章 |
| ◆ 二元相图（15 分） | 第 7 章 |
| ◆ 三元相图-四相不变反应（15 分） | 第 8 章 |
| ◆ 一、二级相变（10 分） | 第 9 章 |
| ◆ 非晶（10 分） | 第 9 章 |

年份：2012 年

● 名词解释（40 分）

【晶系、点阵参数】、【临界分切应力】、【一级相变和二级相变】、【再结晶温度】、

【讨论纯金属及合金结晶形态】

● 分析论述

- | | |
|-----------------|-------|
| ◆ 晶体结构（15+10 分） | 第 2 章 |
| ◆ 反应扩散（20 分） | 第 4 章 |
| ◆ 回复、再结晶（10 分） | 第 5 章 |
| ◆ 滑移带（10 分） | 第 5 章 |
| ◆ 二元相图（20 分） | 第 7 章 |
| ◆ 成分自由能曲线（15 分） | 第 7 章 |
| ◆ 脱溶（10 分） | 第 9 章 |

年份：2013 年（回忆版）

● 名词解释（40 分）

【超点阵】、【金属材料玻璃转化温度】、【伪共晶】、【脱溶】、【二次再结晶】

● 分析论述

- | | |
|---------------|-------|
| ◆ 晶体结构 | 第 2 章 |
| ◆ 位错 | 第 3 章 |
| ◆ 扩散 | 第 4 章 |
| ◆ 回复和再结晶 | 第 5 章 |
| ◆ 塑性变形 | 第 5 章 |
| ◆ 自由能曲线 | 第 7 章 |
| ◆ 铁碳相图、组织分析 | 第 7 章 |
| ◆ 三元相图-四相不变反应 | 第 8 章 |

北京科技大学

2007 年硕士学位研究生入学考试试题

=====

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

=====

一、简答题

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。

调幅分解是自发的脱溶过程，它不需要形核，其成分在拐点线之间，母相的任何涨落都会导致吉布斯自由能的减小，系统自动地分解为富 A 和富 B 的两部分，通过上坡扩散两部分的成分连续变化，直至达到形成成分不同、结构相同的两个相的过程。

再结晶温度

形变金属在一定时间内（一般 1h）刚好完成再结晶的最低温度。

再结晶温度不像结晶或其它的相变温度那样确定不变，它受许多因素影响，可以随条件的不同而在一个相当宽的范围内变化。通常所说的再结晶温度是指在规定的时间内（如一个小时）达到规定程度（如 94%）的最低温度。即再结晶温度包含时间和再结晶量两个因素在内。

晶体缺陷

在含缺陷的晶体中，对称性破坏的、原子失去了周期性有序排列的局部区域称为晶体缺陷。包括点缺陷、线缺陷、面缺陷、体缺陷。

晶体缺陷：实际晶体中原子组合（原子，分子，离子或原子团）的不规则性、不完整性，统称为晶体缺陷。

马氏体相变

其过程遵循无扩散、切变方式的相转变。

影响扩散的因素

温度：温度是影响扩散速率的最主要因素。温度越高，原子热激活能量越大，越易发生迁移，扩散系数越大，满足 $D = D_0 e^{-Q/RT}$ 的指数关系；

固溶体类型：不同类型的固溶体，原子的扩散机制是不同的。间隙固溶体的扩散激活能一般均较小，例如，C、N 等溶质原子在铁中的间隙扩散激活能比 Cr、Al 等溶质原子在铁中的置换扩散激活能要小得多，因此，钢件表面热处理在获得同样渗层浓度时，渗 C、N 比渗 Cr 或 Al 等金属的周期短。

晶体缺陷：如表面、晶界和晶内，它们是扩散的快速传输通道，其中 $D_{\text{表面}} > D_{\text{晶界}} > D_{\text{晶内}}$ ，这是由于晶体缺陷处点阵畸变较大，原子处于较高的能量状态，易于跳跃，故各种缺陷处的扩散激活能均比晶内扩散激活能小，加快了原子的扩散；

第三组元：可对二元扩散有不同影响，如 Mo、W 降低 C 在 γ -Fe 中的扩散系数；Co、Si 加速 C 的扩散；Mn、Ni 影响不大

晶体结构：低对称性的晶体结构，存在扩散系数的各向异性，如六方晶体结构晶体，平行与垂直于基面 {0001} 的扩散系数不同

熔点：同一合金系，同一温度下熔点高的合金扩散慢，熔点低的合金扩散快

空位浓度：空位机理是扩散过程的重要机理，凡是能够提高空位浓度的有效方法，都能加速扩散；

布拉菲点阵

除考虑晶胞外形外，还考虑阵点位置所构成的点阵。

A1 和 A3 晶体结构中原子的堆垛方式

A1 堆垛方式：密排面以 ...ABCABC... 的方式堆垛

A3 堆垛方式：密排面以 ...ABABAB... 的方式堆垛

金属键

自由电子与原子核之间静电作用产生的键合力。

固溶体

是以某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入其他组元原子（溶质原子）所形成的均匀混合的固态溶体，它保持溶剂的晶体结构类型。

二、从热力学方面分析金属晶体均匀形核时临界晶核的形成过程。（15 分）

考察知识点：相变均匀形核的热力学条件。

解题思路：在母相中通过涨落发展形成的原子集团，若能长成稳定（或亚稳定）的结构，或者核心达到一定的尺寸，便可以成为新相的核心。这个过程的驱动力是新旧相的自由能差，阻力是新增的界面能和弹性应变能，但是驱动力只能补偿临界核心界面能的一部分，形成稳定核心还需额外的能量（形核势垒），这部分能量为临界核心形成功。

参考解析：

凝固过程中液相中存在结构起伏、形成时聚有序原子集团，其为可能的晶胚。在过冷液体中三方面的能量变化：（1）由于新相形成使系统自降低量为 $V_{\beta}\Delta G_V = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V$ ，这是相变的驱动力；方面由于晶胚构成新的表面，又会引起表面自由增加量为 $A_{\beta}\gamma = 4\pi r^2 \gamma$ ，这是相变的阻力；（3）因的比容差别引起的畸变能 $V_{\beta}\Delta G_E = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_E$ 。故总化为：

$$\Delta G = V_{\beta}\Delta G_V + A_{\beta}\gamma + V_{\beta}\Delta G_E = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \gamma + \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_E$$

ΔG 随 r 变化曲线如右图所示， ΔG 在 r^* 达到最大值，当 $r < r^*$ 时，其长大会使自由能增加，晶胚不稳定，最终熔化消失； $r > r^*$ 时，晶胚长大会使自由能降低，从而成为稳定的晶核。故晶胚只有达到临界半径才能成为稳定晶核。

$$\text{由 } \frac{d\Delta G}{dr} = 0, \text{ 可得, } r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V + \Delta G_E}, \quad \Delta G^* = -\frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_V + \Delta G_E)^2}$$

把过冷度与驱动力的关系代入临界核心半径和临界核心形成成功的式子，并且把其中的摩尔转变焓 ΔH_0 换成体积转变焓 $\Delta H'_0$ ，得临界晶核 r^* 和临界晶核形成成功 ΔG^* 与过冷度间的关系：

$$r^* = \frac{2\gamma T_0}{\Delta T \Delta H'_0 + T_0 \Delta G_E}, \quad \Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3 T_0^2}{3(\Delta H'_0 \Delta T + T_0 \Delta G_E)^2}$$

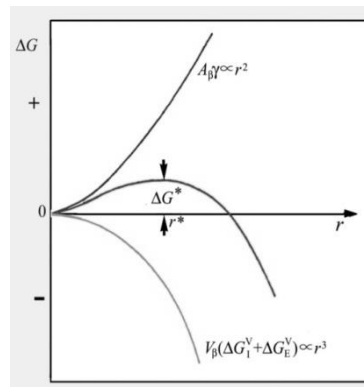
ΔT 加大， r^* 和 ΔG^* 也相应减小。由于球状临界晶核的表面积为

$$A^* = 4\pi(r^*)^2 = 16\pi\gamma^3 T_0^2 / (\Delta H'_0 \Delta T + T_0 \Delta G_E)^2$$

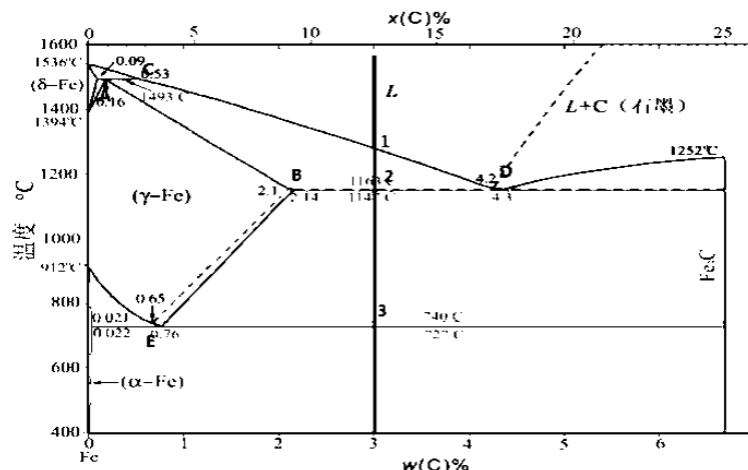
$$\text{所以 } \Delta G^* = \frac{1}{3}\gamma A^*$$

即均匀形核时母相和新相体积吉布斯自由能之差只能补偿界面能的 $2/3$ ，余下的 $1/3$ 表面吉布斯自由能只能靠母相中能量分布的涨落提供。

三、分别画出铁碳相图和 3.0%C 亚共晶白口铸铁从液相冷却室温是组织转变示意图，并计算在室温时各组织的相对量。（20 分）



时散的短程出现晶胚有由能降低，（2）另一能的升高，新相和母相的自由能变



考察知识点：铁碳相图，组织转变示意图，杠杆定律

解题思路：铁碳相图历来是北科材料基考研中的重点，包括对杠杆定律的考察等等。对于铁碳相图要做到能在没有任何参考的情况下自己可以熟练地画出来，包括重要点所对应的碳含量、温度，各区域对应的相和组织等等。对于组织转变过程要特别注意先共晶、先共析相的变化情况，对于杠杆定律不要弄混是求相还是组织的含量。

参考解析：

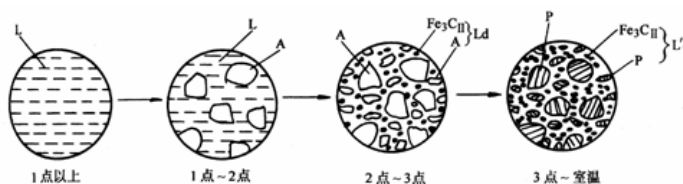
组织转变过程：

液态合金缓冷到 1 点时，从液相中析出先共晶奥氏体 γ ，随温度的降低， γ 不断析出，其成分沿着 AB 线变化，液相成分沿着 CD 线变化；

温度缓冷至 2 时，液相成分变为共晶成分，发生共晶反应析出莱氏体（奥氏体+渗碳体）继续降低温度，奥氏体将沿着 BE 线变化，析出二次渗碳体

当温度降至 3 时，成分为 0.77C 的奥氏体转化为珠光体，莱氏体转变为变态莱氏体（即低温莱氏体）。

组织转变示意图



室温的组织为珠光体、二次渗碳体、变态莱氏体

计算组织相对量：

变态莱氏体的量即共晶形成的莱氏体的相对量为 $\frac{3.0-2.14}{4.30-2.14} = 39.8\%$

先共晶奥氏体的量为 $1-39.8\%=60.2\%$

则从先共晶奥氏体中析出的二次渗碳体的量为 $60.2\% \times \frac{2.14-0.76}{6.69-0.76} = 14.0\%$

则珠光体相对量为 $60.2\%-14.0\%=46.2\%$

四、论述扩散第一定律及对“上坡扩散”现象的解释。(10 分)

考察知识点： 扩散第一定律，上坡扩散

解题思路： 扩散第一定律描述在某处扩散流量与此处的浓度梯度成正比，其间的比例系数就是扩散系数 D ，表征扩散的速率。上坡扩散说明扩散的驱动力本质上不是浓度梯度而是化学位梯度，只是很多情况下二者是一致的。这几年对上坡扩散或者或与之相关的调幅分解的考察比较频繁，复习的时候要多注意一下。

参考解析：

在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面所输送的物质质量与其横跨这一截面的浓度梯度成正比。扩散方向与浓度梯度的方向相反，扩散向浓度减小的方向进行。

在一维下， $J = -D \frac{dc}{dx}$ ； D 为扩散系数。

对“上坡扩散”现象的解释：

从普遍意义上来说，扩散之所以产生是由于存在化学位梯度，只是一般条件下化学位梯度与浓度梯度一致。则第一定律变为了另一种形式： $J = -M \frac{\partial u}{\partial x}$

因为化学位即摩尔自由能，即 $u = \frac{\partial G_i}{\partial n_i} = \rho \frac{\partial G_i}{\partial C_i}$ (C_i 为体积浓度)，两边取偏导得 $\frac{\partial u}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 G_i}{\partial C_i \partial x}$ ，

则 $J = -M \rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} \cdot \frac{\partial C}{\partial x}$

与菲克第一定律比较得： $D = M \rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C}$

所以，当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} > 0$ 时，自由能成分曲线为凹曲线， J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向相反，即扩散向着浓度减小的方向进行，正符合菲克定律；

而当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} < 0$ 时，自由能成分曲线为凸曲线， J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向一致， $D < 0$ ，表现为组员是从低浓度向高浓度区域迁移的“上坡扩散”。

综上所述，决定扩散的本质因素是化学位梯度，不管是“上坡扩散”还是“下坡扩散”，其结果都是导致扩散组员化学势的减少，直至化学势梯度为零。

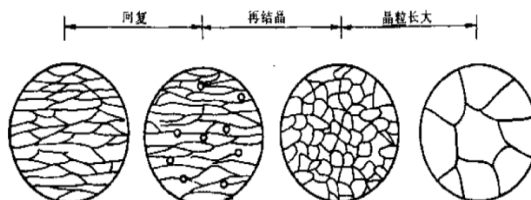
五、分析冷变形金属或合金的回复与再结晶过程及相关性能变化。(15 分)

考察知识点： 回复和再结晶

解题思路： 本题主要是从各阶段组织的变化（包括位错密度、点缺陷密度等）入手来理解组织的变化对性能产生哪些影响，对相关的内容需要能够清晰的理解和记忆。回复、再结晶相关的知识点几乎是每年必考，包括回复、再结晶的概念，回复再结晶过程中相关组织性能的变化，驱动力，再结晶的一些基本的规律，回复再结晶动力学，再结晶形核的两种机制，二次再结晶。（注意：关于“动态回复和动态再结晶”已有多年来未考，而且是上交第三版相对于第二版新增了这部分内容，这是比较重要的知识点，复习的时候要特别注意。）

参考解析：

回复是指新的无畸变的晶粒出现之前所产生的亚结构和性能变化的阶段，在回复阶段，由于不存在大角度界面的迁移，晶粒形状和大小不发生变化，仍保持着纤维状或扁平状；再结晶是指出现无畸变的等轴晶粒逐步取代变形晶粒的过程，在再结晶阶段，首先是在畸变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基体而长大，直到形变组织完全改组为新的、无畸变的细等轴晶为止。



性能变化：

A. 强度和硬度：回复阶段的硬度变化很小，约1/5，而再结晶阶段则下降较多。其主要是与错机制有关，回复阶段变形金属仍保持很高而发生再结晶后，则由于位错密度显著降低，度明显下降。

B. 电阻：变形金属的电阻在回复阶段已表现出趋势。因为电阻率与晶体点阵中的点缺陷(如子等)密切相关。点缺陷所引起的点阵畸变会使传导电子产生散射，提高电阻率。因此，再回复阶段点缺陷浓度浓度明显减小致使电阻率明显下降。

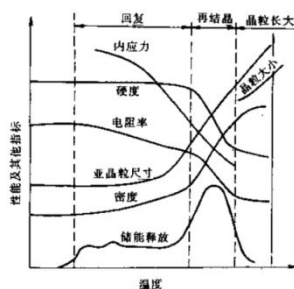
C. 内应力：在回复阶段，大部分或全部的宏观内应力可以消除，而微观内应力则只有通过再结晶可全部消除。

D. 亚晶粒尺寸：在回复的前期，亚晶粒尺寸变化不大，但在后期，尤其在接近再结晶时，亚晶粒尺寸就显著增大。

E. 密度：变形金属的密度在再结晶阶段发生急剧增高，显然除与前期点缺陷数目减小有关外，主要是再结晶阶段中位错密度显著降低所致。

F. 储能的释放：当冷变形金属加热到足以引起应力松弛的温度时，储能就被释放出来。回复阶段各材料释放的储存能量均较小，再结晶晶粒出现的温度对应于储能释放曲线的高峰处。

冷变形金属在退火过程中的性能和能量变化。



占总变化的金属中的位的位错密度，故强度和硬

明显的下降空位、间隙原

六、写出所附 Pd-Zr 相图 (Fig.1) 中的不变反应。(10 分)

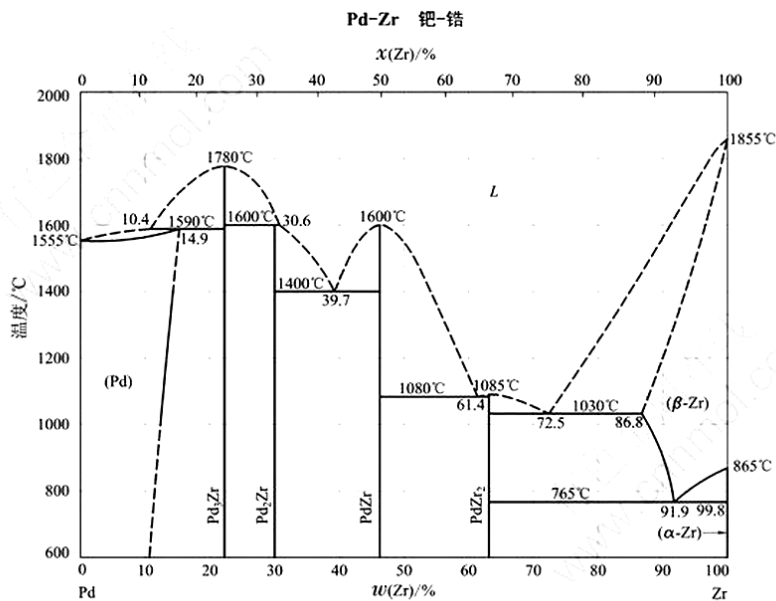


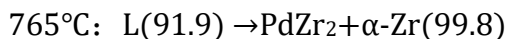
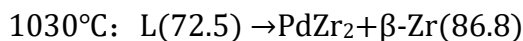
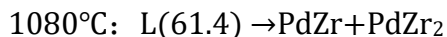
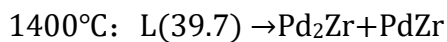
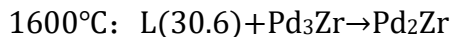
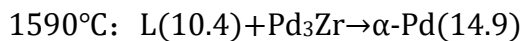
图 Pd-Zr 钯-锆二元合金相图

考察知识点：二元相图，不变反应

解题思路：找二元相图的不变反应就是找相图中的“横线”，同理，三元相图的不变反应就是找相图里面的“横面”，即底面的平行面。

参考解析：

不变反应：



七、分别画出点阵常数为 θ ，具有 Al 晶体结构金属的八面体间隙、四面体间隙位置及最密排晶面原子的排列情况。（15 分）（仅统考生做，单考生不做）

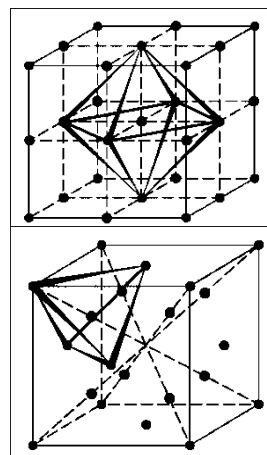
考察知识点：FCC (A1) 结构

解题思路：区分面心立方和体心立方八面体间隙、四面体间隙位置的不同。

参考解析：

八面体间隙：八面体间隙中心位置是 $1/2 \ 1/2 \ 1/2$ 位置（即晶胞各个棱的中点），一个晶胞有 4 个八面体间隙

四面体间隙：四面体间隙中心位置是 $1/4 \ 1/4 \ 1/4$ 位置（即中心到各顶点的线段的中点），一个晶胞有 8 个

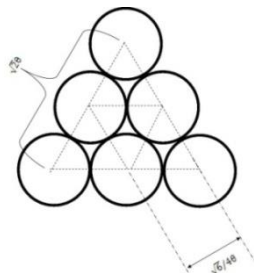


及其等效位
隙位置。

及其等效位
四面体间隙

位置。

{111}面原子排列情况：



八、讨论具有 A1、A2 和 A3 结构金属单晶体类型的应力、应变曲线特点。(15 分) (仅统考生做，单考生不做)

考察知识点：单晶应力应变曲线

解题思路：把握应力应变曲线三阶段位错增殖萌生的变化情况和与之对应的应变硬化率的变化。注意 A1、A2 和 A3 由于结构的不同导致的性能的显著的差异。注意由于柯垂尔气团导致的 BCC 应力应变曲线的屈服平台的现象。

参考解析：

金属单晶体典型应力应变曲线（塑性变形部分组成）：

I 阶段——易滑移阶段：当 τ 达到晶体的 τ_c 不多，便能产生相当大的变形。此段接近于直线，($\theta = d\tau/d\gamma$ 或者 $\theta = d\sigma/d\varepsilon$) 即加工硬化率低，一 10^{-4} 数量级 (G 为材料切边模量)。

II 阶段——线性硬化阶段：随着应变增加，应力线性增长，此段也呈直线，且斜率较大，加工硬化十分显著， $\theta_{II} \approx G/300$ ，近乎常数。

III 阶段——抛物线硬化阶段：随应变增加，慢，呈抛物线型， θ_{III} 逐渐下降。

对于 A1 (FCC) 和 A2 (BCC)，其晶体滑移易出现多系滑移，其应力应变曲线出现典型的三化现象。只是当含有微量杂质原子的体心立方晶位错发生交互作用产生屈服效应而是曲线有所屈服平台。对于 A3 (hcp)，其滑移系很少，若形变时取向合适，滑移限制在基面上滑移，这样就只有一组平行的滑移面滑移，第一阶段很长 (如右图)，往往第二阶段还未充分发展时就已发生断裂。

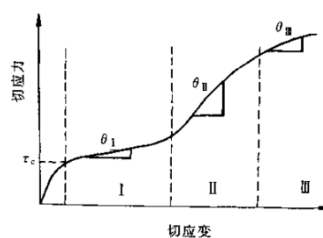


图 5.40 单晶体的切应力-切应变曲线显示塑性变形的三个阶段

分)由 3 阶段后,应力增加其斜率 θ_I 一般 θ_I 为约

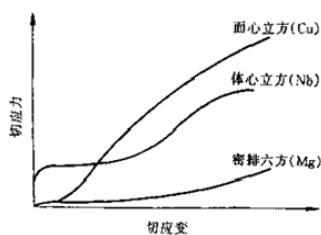


图 5.41 典型的面心立方、体心立方和密排六方金属单晶体的应力-应变曲线

应力上升缓慢很多，很容易阶段加工硬体，因杂质与变化，出现屈

九、分析金属铸锭的低倍组织、常见缺陷及形成原因。(30 分) (仅单考生做)

考察知识点：铸锭三晶区，宏观偏析

解题思路：典型铸锭结构包含激冷区、柱状区和等轴晶区，可能由于浇注温度、模具冷却能力和是否搅拌或添加形核剂等因素各晶区大小有所变化。铸锭内外或上下在凝固过程中由于平衡分配系数 <1 、凝固体积收缩、密度等等而导致化学成分的不均匀性。

参考解析：

1、铸锭的一般组织特征：三个晶区

细晶粒外壳（激冷层）：沿模壁一薄层液体中产生大量晶核，形成细小的等轴晶粒。区域很窄。

柱晶区：粗大的长柱状晶粒，紧接细晶外壳，定向结晶的产物。

等轴晶区：较粗大的各方向尺寸近乎一致的晶粒，位于铸锭心部。

2、常见缺陷

常见缺陷有宏观偏析（如正常偏析、反常偏析、比重偏析），带状组织以及缩孔、疏松、气泡等。

3、形成原因

正常偏析：指 $k_0 < 1$ ，按合金的分配系数先析出的含溶质低，后凝固的含溶质多。因铸锭尺寸大，由表面到中心成分不均匀，偏析出现在宏观尺度上，称宏观偏析。

反常偏析：仍遵守分配系数关系，只是形成大量枝晶后，富集溶质的液相会沿枝晶间的通道逆向回流到先凝固的铸锭表面附近，造成由表面到中心成分分布的反常。

比重偏析：是凝固时，固相与液相比重不同，而沉积或漂浮，从而造成铸锭下端与上端成分的不均匀，也是宏观尺度。

缩孔、疏松、气泡：大多数金属凝固时发生体积收缩，若无液态金属补充，则形成收缩孔洞。缩孔是凝固从外向内进行，由于收缩液体水平面持续下降最后形成一个空洞；疏松是枝晶缝隙处在液体流入之前就完全凝固了，形成细小的空洞；气泡是合金凝固时，液体中因溶入的气体过饱和而析出，形成气泡，或者是凝固时发生化学反应形成气泡。

北京科技大学

2008 年硕士学位研究生入学考试试题

=====

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

=====

一、简述题

扩散第一定律

在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面所输送的物质质量与其横跨这一截面的浓度梯度成正比。扩散方向与浓度梯度的方向相反，扩散向浓度减小的方向进行。

位错

是晶体内的一种线缺陷，其特点是沿一条线方向在几个原子半径范围内原子有规律地发生错排；这种缺陷用一线方向和一个柏氏矢量共同描述。

二次再结晶

再结晶结束后正常长大被抑制而发生的少数晶粒异常长大的现象。

再结晶完成后，晶粒长大表现出的反常现象。少数区域的晶粒优先快速长大，逐步吞食其周围的大量小晶粒中，形成非常粗大的组织。

晶体结构和空间点阵

晶体是由结构基元在空间呈规则的三维周期排列而形成的。若把每个基元抽象为一个点，这些点具有完全相同的几何环境和物理环境，称为等同点。由构成晶体的结构基元抽象出来的等同点在三维空间中的周期排列称为空间点阵。空间点阵中的各个点又叫做阵点

晶体结构指的是晶体内部原子实际的排列方式；空间点阵是在空间由点排列成的无限阵列，其中每一个点都和其他所有点具有相同的环境；两者之间的关系可用“空间点阵+基元=晶体结构”来描述。空间点阵只有 14 种，基元可以是无穷多种，因而构成的具体的晶体结构也是无穷多种。

二级相变

相变时，两相的化学势相同，化学势的一阶偏微商也相等，即相变时无体积、熵（焓）

的突变，但化学势的二阶偏微商不相等。这类相变称为二级相变。因为化学势的二阶偏微商可用膨胀系数、压缩系数及比热容来表达，故相变时有膨胀系数、压缩系数及比热容的突变。合金的磁性转变及有序无序转变也属于二级相变。

孪生

晶体受力后，以产生孪晶的方式进行的切变过程叫孪生。

成分过冷

在合金的凝固过程中，由于液相中溶质分布发生变化而改变了凝固温度，将界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷叫做成分过冷。

堆垛层错

实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏和错排，如面心立方密排面 $\{111\}$ 由“...ABCABCABC...”堆垛变为“...ABCABABC...”，称为堆垛层错，简称层错。

凝固界面微观结构

凝固界面微观结构从原子尺度来说分为粗糙界面和光滑界面。

光滑界面为基本完整的原子面，液固两相截然观上看是光滑的，宏观上往往是由不同位向的小平面折线状。

粗糙界面，固液两相之间界面从微观来看是高低不平的，存在几个原子层厚度的过渡层，过渡层内半数的位置为固相原子所占据。但由于过渡层很薄，宏观来看界面显得平直，不出现曲折小平面。

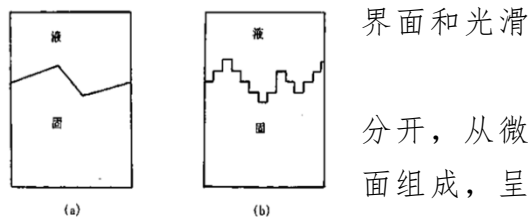


图 6.13 液-固界面示意图
(a) 光滑界面 (b) 粗糙界面

凝固界面微观结构

滑移系开动所需的最小分切应力；它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

使单晶体中的滑移系启动的分切应力值。在滑移面的滑移方向上，只有当分切应力的值达到或超过某一特定的大小以后，沿这一滑移系才能开始滑移，这个特定的值就是临界分切应力。

二、叙述相平衡，相平衡条件和相律的基本概念。(20 分)

考察知识点：相平衡，相律

解题思路：注意相平衡的条件是在等温等压下。相律是基本规律之一，任何相图都必须遵从相律。北科材料科基对于相平衡、相律的考察还比较少，都是概念性的，算是一个较冷的考点。

参考解析：

相平衡：多相系统中当相与相之间达到物理和化学的平衡，不随时间而变化，则称系统达到相平衡。

相平衡的热力学条件是各相的温度和压力相等（即等温等压条件下），任一组分在各相中的化学势相等，体系此时的总摩尔吉布斯自由能最小。

吉布斯相律是处于热力学平衡状态的系统中，自由度与组元数和相数之间关系的规律，简称相律。

形式为： $F=C-\varphi+2$ ，若忽略压力的影响有： $F=C-\varphi+1$ 。（ C 为组元数， φ 为相数， F 为自由度）

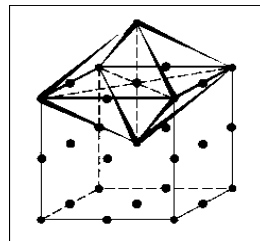
三、分别画出点阵常数为 a 、具有 A2 晶体结构纯金属的八面体间隙、四面体间隙位置及(110)晶面原子的排列情况。（20 分）

考察知识点：BCC（A2）结构

解题思路：本题与 2007 年第 7 题是姊妹题，不同的只是结构，考点完全一样，从这也可以看出北科每年几乎都有一点原题或者改编题。这里同样要注意区分 A1 和 A2 结构的间隙位置的不同，注意原子排列示意图里面对各个线段长度的标注，自己经常画一画加深印象。会不会考 A3 呢？还从来没有考过，A3 的四面体间隙和八面体间隙的位置都要稍微复杂些，如果有所担心的话可以注意一下。

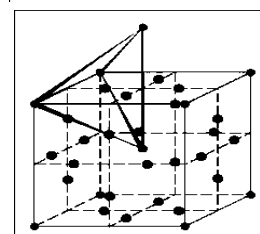
参考解析：

八面体间隙位置位于晶胞立方体棱边的中心及立中心。即 $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} 0)$ 及其等效位置。一个晶胞内有 6 个八面体间隙。（它不是正八面体而在一个方向略受压缩的扁八面体）



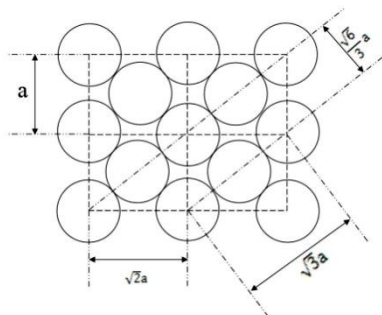
方体 6 个面的 6 个八面体间隙）

四面体间隙中心的坐标是 $(\frac{1}{2} \frac{1}{4} 0)$ 以及等效位置。每个晶胞有 12 个四面体间隙。



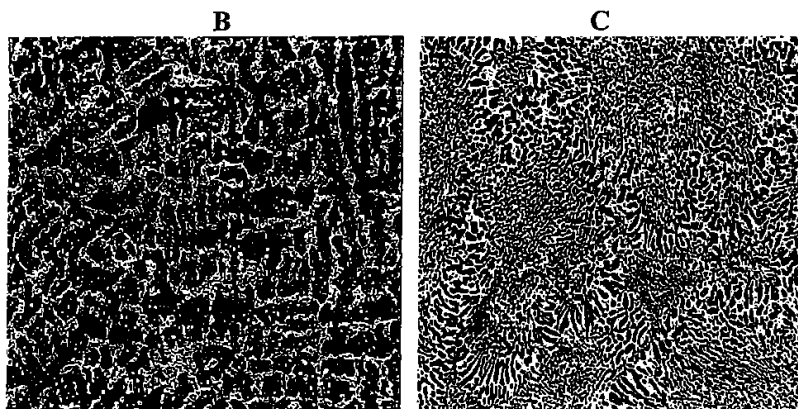
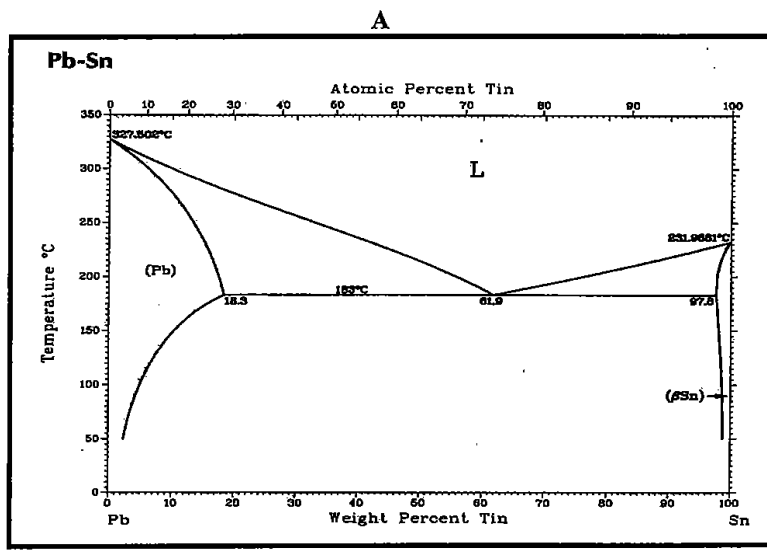
置。每个晶胞

(110) 晶面原子排列情况



四、根据所附图 A 为 Pb-Sn 二元相图，B 和 C 是成分为合金（1）38.1%Pb+61.9%Sn 或（2）70%Pb+30%Sn 合金缓冷时的金相组织，回答下述问题：

- 1、B 和 C 合金成分 分别是 (1) 和 (2)，还是 (2) 和 (1)；
- 2、分析 B 和 C 合金金相组织形态和形成过程；
- 3、分别计算 B 和 C 合金在室温组织相对量。(30 分)



考查知识点： 二元相图，组织转变过程，杠杆定律

解题思路： 共晶组织一般是呈指纹状的均匀的片层状组织，而先共晶组织含有枝晶状的先共晶相。本题是对二元相图最基础和最常见的考察。注意到 2012 年材料科基试题对相图的考察大大加强，可能与出题的李长荣老师的研究方向就是相图有一定关系，所以读者一定要熟练理解相图，夯实基础。还有就是三元相图，2011 年考察过三元相图的不变反应，所以对三元相图的复习不能松懈。

参考解析：

- 1、 B 是 (2)，C 是 (1)。从 B、C 组织来看，C 组织更加均匀，为典型共晶组织，B 组织中含有先共晶相。
- 2、 B 组织形态特征：由先共晶的 (Pb) 枝晶及 (Pb) 中析出的二次 β-Sn 点状组织和片层分布的共晶组织。
- 3、 对于 B：

$$\text{共晶组织含量} = \frac{30-18.3}{61.9-18.3} = 26.8\%$$

从相图上来看，室温（按 50°C 来考虑）时（Pb）中的 Sn 含量为 $w_{\text{Sn}}=2\%$ ， $\beta\text{-Sn}$ 中的 $w_{\text{Sn}}=98.5\%$

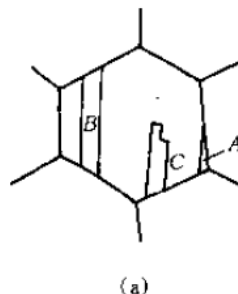
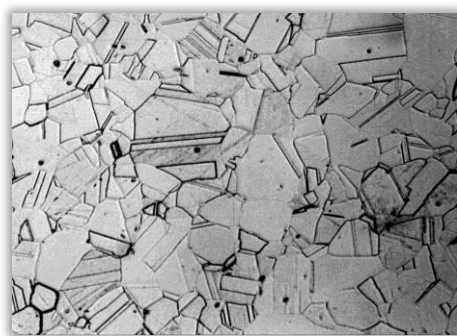
则有（Pb）含量为： $w_{(\text{Pb})}=(1-26.8\%)\times\frac{98.5-18.3}{98.5-2}=60.8\%$

二次 $\beta\text{-Sn}$ 含量为： $1-26.8\%-60.8\%=12.4\%$

对于 C:

共晶组织为 100%。

五、下图是黄铜（Cu-Zn 合金），经压缩量为 60% 的冷变形后，在 750°C 保温 30 分钟后形成的组织，试分析形成原因及过程。（20 分）



考察知识点：退火孪晶

解题思路：某些面心立方金属和合金如铜及铜合金、镍及镍合金和奥氏体不锈钢等冷变形后经再结晶退火后会出现退火孪晶，原因是因为这些金属层错能低，满足孪晶生长的能量条件。有些同学第一次看到题目可能比较懵，不知道是退火孪晶，所以做题要仔细分析，复习的时候知识点也要全面复习到。

参考解析：

面心立方的孪晶面为 $\{111\}$ 。形成退火孪晶需在堆垛过程中发生层错，即又正常的...ABCABC...改变为...AB \bar{C} BACBACAB \bar{C} ABC...，其中 \bar{C} 与 \bar{C} 两面为共格孪晶界面，其间的晶体则构成一退火孪晶带。

退火孪晶一般是在晶粒生长过程中产生的，形成退火孪晶必须满足能量条件，孪晶界面能 γ_T 和界面能 γ_o 的比值 γ_T/γ_o 很小时易于产生退火孪晶，对于层错能 γ_T 比较小的晶体， γ_T/γ_o 很低，容易产生退火孪晶；反之，若孪晶界面能较高，则一般不易产生退火孪晶。

六、讨论金属单晶体和多晶体的典型应力-应变曲线特点。（20 分）

考察知识点：单晶应力应变曲线

解题思路：本题与 2007 年第 8 题也很类似。关键是把握应力应变曲线三阶段位错增殖萌生的变化情况和与之对应的应变硬化率的变化。注意由于结构的不同导致的性能的显著的差异。注意由于柯垂尔气团导致的 BCC 应力应变曲线的屈服平台的现象。多晶体注意一般没有第 I 阶段。

参考解析：

金属单晶体典型应力应变曲线（塑性变形部分组成）：

I 阶段——易滑移阶段：当 τ 达到晶体的 τ_c 不多，便能产生相当大的变形。此段接近于直线，（ $\theta = d\tau/d\gamma$ 或者 $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ ）即加工硬化率低，一数量级（ G 为材料切变模量）。

II 阶段——线性硬化阶段：随着应变增加，长，此段也呈直线，且斜率较大，加工硬化十分 $\approx G/300$ ，近乎常数。

III 阶段——抛物线硬化阶段：随应变增加，慢，呈抛物线型， θ_{III} 逐渐下降。

各晶体实际曲线因晶体结构、晶体位向、杂质及实验温度等因素的不同而不同，但总的来说，只是各阶段的长短通过位错的运动、增殖和交互作用而受影响，甚至某一阶段不再出现。对于 A1（FCC）和 A2（BCC），其晶体滑移系很多，很容易出现多系滑移，其应力应变曲线出现典型的三阶段加工硬化现象。只是当含有微量杂质原子的体心立方晶体，因杂质与位错发生交互作用产生屈服效应而是曲线有所变化，出现屈服平台。对于 A3（hcp），其滑移系很少，若形变时取向合适，滑移限制在基面上滑移，这样就只有一组平行的滑移面滑移，第一阶段很长（如右图），往往第二阶段还未充分发展时就已发生断裂。

多晶体的塑性变形由于晶界的阻碍作用和晶粒之间的协调配合要求，各晶粒不可能以单一滑移系动作而必然有多组滑移系同时作用，因此多晶体的应力应变曲线不会出现单晶曲线的第 I 阶段，而且其硬化曲线通常更陡，细晶粒多晶体在变形开始阶段尤为明显。

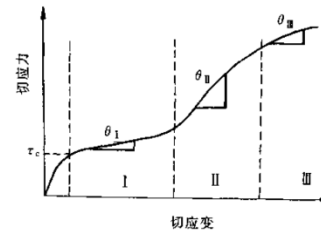


图 5.40 单晶体的切应力-切应变曲线显示塑性变形的三个阶段

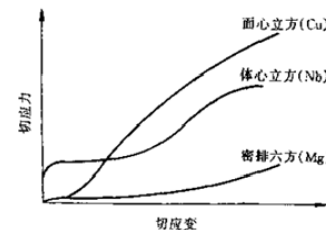


图 5.41 典型的面心立方、体心立方和密排六方金属单晶体的应力-应变曲线

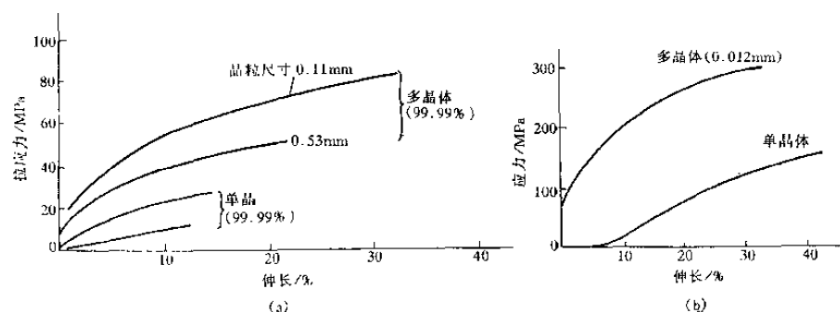
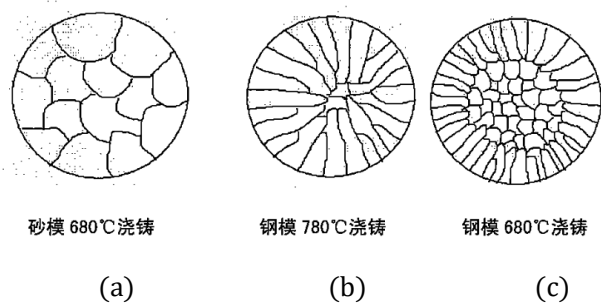


图 5.42 单晶与多晶的应力-应变曲线比较（室温）

(a) Al (b) Cu

七、下图为在不同浇铸条件下纯铝铸锭组织示意图，分析外界条件对铸锭组织的影响。（30 分）



考查知识点：铸锭凝固，三晶区

解题思路：a、c 对比可以看出模具导热能力对三晶区的影响，b、c 对比可以看出浇注温度对最终三晶区组织的影响。

参考解析：

图 a 所示沙模导热慢，并且浇铸温度较低（比熔点高 22℃），不易造成浇铸熔体中大的温度梯度，整体均匀冷却，全部形成粗大等轴晶；图 b 所示金属模导热快，并且浇注温度高（比熔点高 100℃），因此在铸模中会有大的温度梯度，故形成全部柱状晶；图 c 所示虽然金属模导热快，但是浇注温度较低，比熔点高 22℃，冷却条件介于 a 和 b 之间，并且凝固时，存在一定的正温度梯度，形成柱状晶，最后中心区域整体过冷，形成中心等轴晶。

北京科技大学

2009 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、从下面所示 A 和 B 原子排列示意图抽象出其二维空间点阵，并选取出最具有代表性的晶胞，写出其计量成分式（或分子式）。（20 分）（注：假设 A、B 原子半径相等，相邻原子之间相切）

```

ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA

```

考察知识点：晶体结构和点阵

解题思路：最具有代表性的晶胞在同等对称条件下优先为单胞而非复式单胞，所以不是 5 个 B（或 A）组成的正方形。

参考解析：

```

ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA
ABABABABABABABAB
BABABABABABABABA

```

典型二维空间点阵

最具有代表性的晶胞



（注：最具有代表性的晶胞在同等对称条件下优先为单胞而非复式单胞）

二维空间点阵中每一个点代表一个结构基元，一个结构基元由一个 A 和一个 B 组成

二、讨论具有面心立方(A1)和密排六方(A3)晶体结构的金属其原子排列特点，如：异同点、结构相关性等，并预测两金属因结构不同在机械性能上可能存在哪些区别，说明其原因。（20 分）

考查知识点：FCC（A1）和 HCP（A3）晶体结构，结构对性能的影响

解题思路： A1 与 A3 由于密排面堆垛方式的不同导致的塑形的显著差异，是二者最显著的差异。

参考解析：

异：面心立方(A1)晶体 FCC 按 ABCABC 方式堆垛；密排六方(A3)晶体 HCP 按 ABABAB 方式堆垛。

同：二者致密度没有差异，皆为紧密堆垛的致密度 0.74；密排面原子排列相同；

面心立方有 12 个滑移系，而密排六方只有 3 个滑移系，滑移系多说明金属能够更好得协调外力作用，塑性较好；反之塑性较差，则 A1 金属一般塑性好，A3 塑性较差。

三、叙述常见的晶体缺陷。(10 分)

考察知识点： 晶体缺陷

解题思路： 按缺陷造成的畸变范围来分类各种缺陷，其中位错是最重要的缺陷。注意掌握概念。

参考解析：

按缺陷引起的畸变范围的大小，可把缺陷分为点缺陷、线缺陷、面缺陷、体缺陷。

- 点缺陷引起的严重畸变局限在几个原子半径的范围内，如空位，间隙原子，杂质原子；
- 线缺陷引起的严重畸变范围是线性的，即线的长度很长，而在线的周围严重畸变的范围只涉及几个原子半径的距离，如各类位错。
- 面缺陷引起的严重畸变是面型的，即面的面积很大，而在面两侧严重畸变的范围只有几个原子的厚度，如晶界、相界、孪晶界等
- 体缺陷引起的严重畸变是直径约为几十或几百个原子半径的球体积

四、讨论纯金属或者合金结晶时的生长形貌。(15 分) (提示：从液-固界面的微观结构和界面前沿液相中的温度分布两方面来考虑)

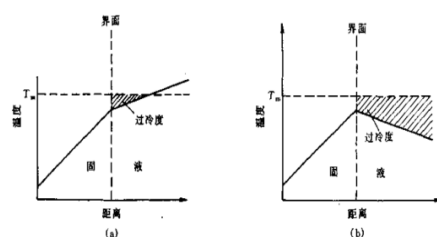
考查知识点： 液、固界面微观结构，组分过冷，凝固界面形貌

解题思路： 本题的题目很大，不容易答得非常完整，需分别在正、负两种温度梯度下讨论，每种温度梯度下再分粗糙界面和光滑界面讨论。对于液、固界面微观结构可参考 2008 年第 1 (9) 关于液-固界面微观结构的具体分析。本题的核心答题要点是理解组分过冷的概念、形成原因和条件及其对生长形貌的影响，此处是一个重要考点。

参考解析：

1、纯金属凝固时的生长形貌

纯金属凝固时的生长形态不仅与液固结构有关,而且取决于界面前沿液相中的况。温度分布可能有 2 种情况：正的温度温度梯度。



界面的微观温度分布情况梯度和负的

图 6.21 两种温度分布方式
(a) 正梯度 (b) 负梯度

(1) 在正温度梯度下，即 $dT/dz > 0$ ，晶近平面状向前推移，这是由于温度梯度是正上偶尔有凸起部分而伸入温度较高的液体生长速度就会减缓甚至停止，周围部分的过部分会赶上来，使凸起部分消失，这一过程保持稳定的平面状态。

- a、若是光滑界面结构的晶体，其生长状，组成台阶的平面式晶体的一定的晶面，液固界面移，虽与等温面平行，但小平面却与溶液等温面呈一
- b、若是粗糙界面结构的晶体，其生长形态呈平面相等温而平行。

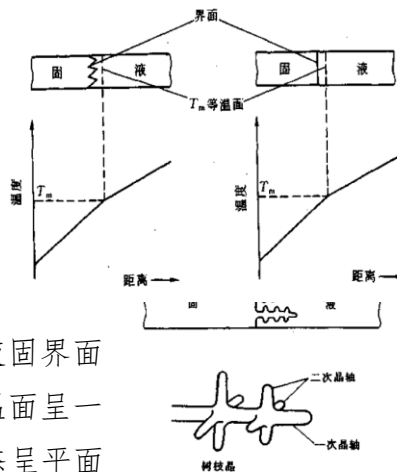


图 6.23 树枝状晶体生长示意图

体生长以接的，当界面中时，它的冷度较凸起使液固界面形态呈台阶自左向右推定角度。状，界面与液

(2) 在负温度梯度下，即 $dT/dz < 0$ 。在相界面处的温度由于结晶潜热的释放而升高，使液相处于过冷条件时，可能产生负的温度梯度。如果部分相界面生长凸到前面的液相中，则能处于温度更低（即过冷度更大）的液相中，使凸出部分的生长速度增加而进一步伸向液体中。这种情况下液固界面就不可能保持平面状而形成许多伸向液体的分枝，这些分枝有可能长出二次晶枝、三次晶枝等等，称为树枝晶。

2、合金凝固时生长形貌

(1) 液相前沿负温度梯度时，和纯金属情况相同，界面可凸出长大，并可能呈树枝状长大。

(2) 温度梯度为负时，由于界面前沿溶质富集，相应液相凝固点降低，这种由于界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷，成为组分过冷。存在组分过冷时，使得平直界面的偶然扰动凸出可以持续长大。界面前沿的组分过冷区大小取决于实际温度场温度梯度 dT/dx 和熔点分布曲线在界面处的 dT_L/dx ，只有 $dT_L/dx > dT/dx$ 才会存在组分过冷。

- a、组分过冷不大时，过冷区较小，凸起部分不可能有较大伸展，使界面形成胞状组织。
- b、若组分过冷区非常大，凸出部分就能继续向过冷液相中生长，同时侧面产生分枝，形成二次枝晶轴，进而再长出三次枝晶轴，这样界面为树枝状组织。
- c、另外还有介于平面状和胞状之间的平面胞状晶核介于胞状和树枝状之间的胞状树枝晶。

五、利用铁碳相图和扩散的基本知识给出低碳钢进行渗碳处理工艺的制定原则，如：渗碳温度、时间等确定依据。（15 分）（提示：零件表面碳含量约为 1.0% 及一定厚度的渗碳层）

考察知识点：扩散方程在渗碳过程中的应用

解题思路：本题从题意可以看出是一端成分不受扩散影响的扩散体，因为渗层相对于工件尺寸小得多，

工件尺寸近似看做无限大，远离渗碳源一端的碳浓度不变。方程里面包含误差函数，可以结合误差函数表查出 $\text{erf}(\frac{x}{2\sqrt{Dt}})$ 的值，从而推导出来渗透时间

参考解析：

一般方法是将工件放入渗碳气氛中或者固体介质中，而后进行加热、保温，使其发生扩散。此时原始碳质量浓度 ρ_0 的渗碳零件可被视为半无限长的扩散体，即远离渗碳源一端碳质量浓度在整个渗碳过程中不受扩散的影响，始终保持碳质量浓度为 ρ_0 。

渗碳温度：一般情况下在奥氏体区进行渗碳， T 因大于 912°C ，也不应太高

此时扩散系数 $D=D_0\exp(-Q/RT)$, (D_0 为频率因子, Q 为扩散激活能, R 为玻尔兹曼常数)

初始条件为: $t=0, x \geq 0, \rho=\rho_0$

边界条件为: $t>0, x=0, \rho=\rho_s$

$$X=\infty, \rho=\rho_0$$

$$\text{则有 } \rho(x,t) = \rho_s - (\rho_s - \rho_0) \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

$$\text{即 } \text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = \frac{\rho_s - \rho(x,t)}{\rho_s - \rho_0} = \frac{w_s - w(x,t)}{w_s - w_t} = \frac{1.0\% - w(x,t)}{1.0\% - w_t}$$

若渗碳零件为纯铁，则 $\text{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = 1 - 100w(x,t)$, ($\text{erf}(\beta)$ 是误差函数，可用误差函数表查出)

从而得出在某一渗碳温度下，在 x 距离深处碳浓度达到 $w(x,t)$ 时所需的时间 t

六、解释低碳钢的典型应力-应变曲线出现的屈服现象，探讨上、下屈服点与材料的临界分切应力之间的关系。(20 分)

考察知识点： 应力应变曲线，上下屈服点效应，临界分切应力

解题思路： 低碳钢是体心立方结构，间隙原子或者空位聚集在位错周围松弛了各自的弹性应变，形成一种低能、稳定的结构，即形成了柯垂尔气团。柯氏气团是形成上下屈服点效应的主要原因。屈服现象容易使钢件塑性变形不均匀，形成吕德斯带的表面缺陷，这是不希望得到的，常通过采用预应变或加入 V、Nb、Ti 等元素形成 IF 钢来改善。

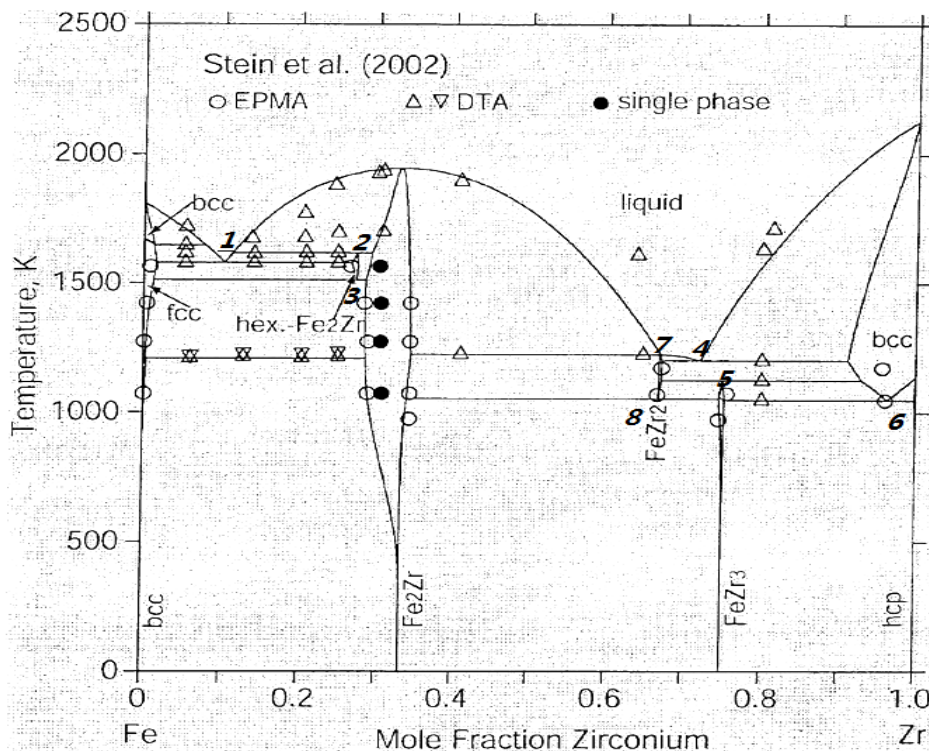
参考解析：

解释屈服现象： C、N 间隙原子在位错附近与位错发生弹性交互作用，形成柯垂尔气团，这是一种低能、稳定的状态，表现为气团对位错的钉扎。要摆脱气团则自由能升高，需要更大的应力，出现上屈服点；而一旦位错摆脱气团后运动便比较容易，可以在一个低应力水平下运动，出现下屈服点。

屈服点和临界分切应力关系（注意：此处个人观点，仅供参考）：上屈服点 $>$ 临界分切应力，下屈服点 $<$ 临界分切应力。上屈服点由于气团钉扎作用致使应力增大，必须高于临界分切应力位错才能开动；下屈服点要开动新的滑移系，必须应力继续上升，达到临界分切

应力后又下降，表现为屈服平台的上下波动，因此下屈服点小于临界分切应力。

七、写出下面所附 Fe-Zr 相图（引自 Calphad, vol.32, p637-649, 2008）中的三相反应



考察知识点：二元相图，不变反应

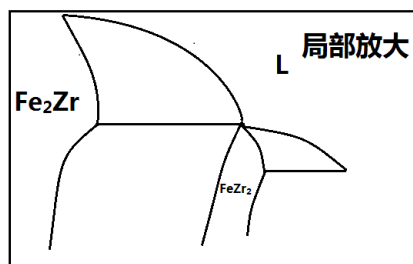
解题思路：找不变反应即找“横线”，注意不要遗漏一些细节不太清楚的反应。

参考解析：

三相反应：

- | | |
|--|--|
| (1) $L \rightarrow fcc + Fe_2Zr(hex)$ | (2) $L + Fe_2Zr \rightarrow Fe_2Zr(hex)$ |
| (3) $Fe_2Zr(hex) \rightarrow fcc + Fe_2Zr$ | (4) $L \rightarrow FeZr_2 + bcc$ |
| (5) $FeZr_2 + bcc \rightarrow FeZr_3$ | (6) $bcc \rightarrow FeZr_3 + Zr(hcp)$ |
| (7) $L + Fe_2Zr \rightarrow FeZr_2$ | (8) $FeZr_2 \rightarrow Fe_2Zr + FeZr_3$ |

注：(7)处三相反应的局部放大图



八、分别指出凝固、脱溶、再结晶和二次再结晶等几个转变过程的驱动力和阻碍力。

考察知识点：凝固、脱溶、再结晶、二次再结晶

解题思路：本题是相变及固态转变的综合问题。相变的驱动力都是新、旧相的自由能差，再结晶不属于相变，驱动力是畸变能，二次再结晶是晶粒的非正常长大，驱动力是减少的界面能。

参考解析：

转变过程	驱动力	阻碍力
凝固	液、固自由能差	形成新界面的界面能
脱溶	新相、母相的自由能差	界面能、弹性应变能
再结晶	形变金属体系未被释放的畸变能	晶界能
二次再结晶	减少的界面能	(参考：晶粒长大过程中界面能的增加，或者是原子的扩散激活能)

九、写出扩散第一定律的表达式，说明表达式各符号的意义，并解释 Fe-C 合金和 Fe-C-Si 合金构成的扩散偶中出现的“上坡扩散”现象。(参考 2007 年第 4 题，及《金属学》181 页)

考察知识点：扩散第一定律，上坡扩散

解题思路：扩散第一定律描述在某处扩散流量与此处的浓度梯度成正比。上坡扩散说明扩散的驱动力本质上不是浓度梯度而是化学位梯度，只是很多情况下二者是一致的。这几年对上坡扩散考察得比较多，要熟练掌握。

参考解析：

在扩散过程中，物质的扩散流量，即单位时间内通过单位横截面积所输送的物质质量与其横跨这一截面的浓度梯度成正比。扩散方向与浓度梯度的方向相反，扩散向浓度减小的方向进行。

在一维下， $J = -D \frac{dc}{dx}$ ；D 为扩散系数。

对“上坡扩散”现象的解释：

Fe-C-Si 合金相对于 Fe-C 合金，添加了 Si 元素，提高了碳在铁中的化学位。从普遍意义上来说，扩散之所以产生是由于存在化学位梯度，只是一般条件下化学位梯度与浓度梯度一致。则第一定律变为了另一种形式： $J = -M \frac{\partial u}{\partial x}$

因为化学位即摩尔自由能，即 $u = \frac{\partial G_i}{\partial n_i} = \rho \frac{\partial G_i}{\partial C_i}$ (C_i 为体积浓度)，两边取偏导得 $\frac{\partial u}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 G_i}{\partial C_i \partial x}$ ，

则 $J = -M \rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} \cdot \frac{\partial C}{\partial x}$

与菲克第一定律比较得： $D = M \rho \frac{\partial^2 G}{\partial^2 C}$

所以，当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} > 0$ 时，自由能成分曲线为凹曲线，J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向相反，即扩散向着浓度减小的方向进行，正符合菲克定律；

而当 $\frac{\partial^2 G}{\partial^2 C} < 0$ 时，自由能成分曲线为凸曲线， J 与 $\frac{\partial C}{\partial x}$ 的方向一致， $D < 0$ ，表现为组元是从低浓度向高浓度区域迁移的“上坡扩散”。

综上所述，决定扩散的本质因素是化学位梯度，不管是“上坡扩散”还是“下坡扩散”，其结果都是导致扩散组元化学势的减少，直至化学势梯度为零。

北京科技大学

2010 年硕士学位研究生入学考试试题

=====

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

=====

一、分析发生下列现象的原因（30 分）

低碳钢应力-应变曲线的屈服现象（10 分）

低碳钢在一定条件下形变时，应力-应变曲线的大致规律是首先发生线性弹性变形，达到屈服时发生塑性变形直至断裂。特殊的地方在于应力-应变曲线上常常出现上下屈服点，这与 c 间隙原子对位错的钉扎作用有关。滑移启动时抗力较大（上屈服点），这主要是间隙原子聚集在位错上（柯氏气团）钉扎了位错；滑移进行时抗力较小（下屈服点），位错一旦摆脱了钉扎后便不受影响。

金属及合金凝固时形成树枝状晶（10 分）（参考 2009 年第 4 题）

金属及合金由液体变为固体的过程称为凝固，凝固包含形核和晶体长大的过程。金属晶体凝固时具有粗糙型固液界面且各向异性较弱，形貌主要受温度场控制。在负温度梯度下，粗糙界面的金属局部一旦有突出，便深入过冷区以树枝状快速伸向液体形成枝晶；固溶体合金的凝固，成分过冷（包括由温度引起的过冷和浓度引起的过冷）变大，生长速率变大，成分过冷区域的范围增加，界面由胞状转为枝晶生长。

上坡扩散（5 分）（参考 2009 年第 9 题）

与一般的扩散方式不同，扩散向着高浓度方向（即和浓度梯度相同的方向）而进行，说明扩散驱动力不是浓度梯度而是化学位梯度。如 si 在碳钢中的扩散。

二次再结晶（5 分）

物质发生回复再结晶结束后，在再结晶晶粒的长大阶段正常长大过程被抑制而发生少数晶粒异常长大的现象。

二次再结晶是一种晶粒的异常长大，发生异常晶粒长大的基本条件是正常晶粒长大过程被某些抑制因素（如弥散相抑制，织构抑制，厚度抑制等）所阻碍。继续延长退火时间，加热到更高温度，局部地方晶粒会摆脱抑制而发生快速长大，不断吞并周围正常的晶粒，

直到相互接触为止。

二、在面心立方结构的金属中（111）面上运动着柏氏矢量为 $b=a/2[\bar{1}10]$ 的位错，位错线方向也是 $[\bar{1}10]$ ，请在单胞中画出（111）晶面和 $[\bar{1}10]$ 晶向，并说明该位错属于什么类型？如果该位错的运动受到阻碍后，请判断是否有可能转移到 $(\bar{1}11)$ 、 $(1\bar{1}1)$ 、 $(11\bar{1})$ 各晶面上继续运动？为什么？

考察知识点：位错，交滑移

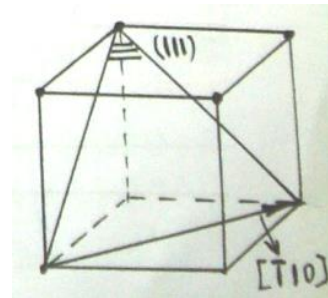
解题思路： \vec{t} 与 \vec{b} 垂直是刃型位错， \vec{t} 与 \vec{b} 平行是螺型位错。交滑移只能从包含位错的几个滑移面之间发生。

参考解析：

图：画出一个FCC单胞在（111）上画一条 $\langle 110 \rangle$ （如右图）。

位错类型为螺型位错，因为位错线方向和柏氏矢量平行（右螺）。

位错运动受阻后，可能转移到 $(11\bar{1})$ 晶面继续转移到 $(\bar{1}11)$ 、 $(1\bar{1}1)$ 上继续运动。因为螺形位错，线的晶面都可成为其滑移面，当其在滑移面受阻时，有可能转移到与之相交的另一滑移面继续运动，即交滑移。易知只有 $(11\bar{1})$ 包含位错线，则位错只可能转移到 $(11\bar{1})$ 面上去



直线即可

矢量的方向

运动，不能其包含位错

三、以含 Al-4wt%Cu 合金为例，给出其经过不同固溶时效工艺处理后的脱溶贯序；定性说明各阶段脱溶相的尺寸及分布特点、与母相的界面匹配关系及其强化效果等。（20 分）

考察知识点：脱溶，脱溶贯序，时效硬化

解题思路：脱溶分解在足够的过饱和下，有完全的脱溶贯序：先析出一系列亚稳相然后再析出稳定相，过渡析出物有很强的强化效果，位错通过 GP 区和 θ'' 需要额外的应力，使合金的硬度上升，当 θ' 长大的时候，它们的间距变大，位错可以在脱溶物之间拱弯绕过，硬度开始降低。脱溶问题也是重点之一。

参考解析：

固溶体的脱溶过程主要是指过饱和的固溶体不断形成一个成分不同的新相，母相则由过饱和状态逐渐变为饱和状态，当母相完全饱和时脱溶即宣告结束。脱溶贯序过程：GP 区 $\rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$

其中 GP 区是铜原子富集区； θ'' 、 θ' 是四方结构亚稳相，圆盘状，沿基体的 $\{100\}$ 面析出，具有共格/半共格界面，与基体存在特定的取向关系； θ 是四方结构稳定相，不规则形状。脱溶强化时存在时效硬化曲线，硬度随时间变化先增大到达峰值后逐渐降低，硬度峰值大多位于 θ'' 充分发展阶段， θ' 出现后硬度开始下降；合金饱和度越大，硬化开始越早所达到峰值越大。

四、讨论晶体结构和空间点阵之间的关系。（15 分）

考察知识点：晶体结构，空间点阵

解题思路：晶体结构是具有物质内容的空间点阵结构，每个结构基元的相应等同原子可以作为等同点抽象构成点阵。

参考解析：

晶体结构指的是晶体内部原子实际的排列方式；空间点阵是在空间由点排列成的无限阵列，其中每一个点都和其他所有点具有相同的环境；

两者之间的关系可用“空间点阵+基元=晶体结构”来描述。

空间点阵只有 14 种，基元可以是无穷多种，因而构成的具体的晶体结构也是无穷多种。

五、与液态结晶过程相比，固态相变有什么特点？这些特点对固态相变后形成的组织有什么影响？（15 分）

考察知识点：固态相变，凝固

解题思路：固态相变本身属于相变，遵循着共同的相变规律（如驱动力，动力学等等），还具有自身的特殊性，如新旧相之间的密度不同导致存在弹性应变能，又如为减少长大阻力而出现的惯习现象等等。

参考解析：

液态相变和固态相变两者的相同点：（1）都是相变，由形核、长大组成；（2）临界形核半径、临界形核功形式相同，（3）转变动力学也相同，（4）相变的驱动力都是新旧两相化学位差。

不同点：（1）固态相变阻力多了应变能一项，造成固态相变的临界半径和形核功增大；（2）新相可以以亚稳态方式出现，存在共格半共格界面，特定的取向关系，非均匀形核。（3）生长方面出现惯习现象，形成特殊的组织形态，如片状组织；亚稳态的出现减小相变阻力。

六、叙述离子晶体的结构规则（15 分）

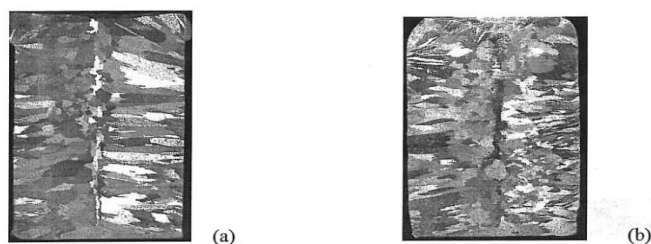
考察知识点：鲍林规则

解题思路：离子晶体中离子的稳定排列是最低能量的排列，正负离子达到最大静电引力和最小静电斥力，这就是鲍林规则。

参考解析：

离子晶体的结构规则主要是（1）负离子配位多面体规则；（2）电价规则，即电中性；（3）负离子多面体共用顶、棱和面的规则；（4）不同种类正离子配位多面体间连接规则；（5）节约规则。（具体见上海交大版《材料科学基础》P51-52 页）

七、分析形成下列不同铸态组织的可能原因，并说明要得到细小的等轴晶，可采取哪些办法？（20 分）



考察知识点： 铸锭三晶区

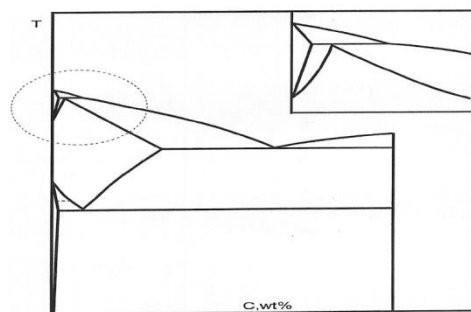
解题思路： 等轴晶区的形成需要游离到中心的自由细晶体作为籽晶，可以通过搅拌来破碎枝晶得到游离细晶，或者加入形核剂作为形核的靠背，或者降低浇铸温度防止游离细晶重新熔化等等方法来促使等轴晶的形成。

参考解析：

两图的铸态组织都包括细晶区，柱状晶区和等轴晶区。两幅图的不同主要是等轴晶区和柱状晶区的范围不同，前图柱状晶区范围大，等轴晶区小；后图与之相反。

造成这种差异主要是合金组分和搅拌、孕育剂等的加入，浇注温度等有关。合金的熔点低，利于等轴晶的形成；浇铸温度低。温度梯度越小，搅拌加孕育剂等都有利于等轴晶的形成。

八、参考下面提供的示意图，画出按组织分区的 Fe-Fe₃C 相图，写出各三相反应，并说明分别为 1.0wt%C 和 3.0wt%C 的铁碳合金经过缓慢冷却在相关三相反应完成后形成的各组织特点。（20 分）

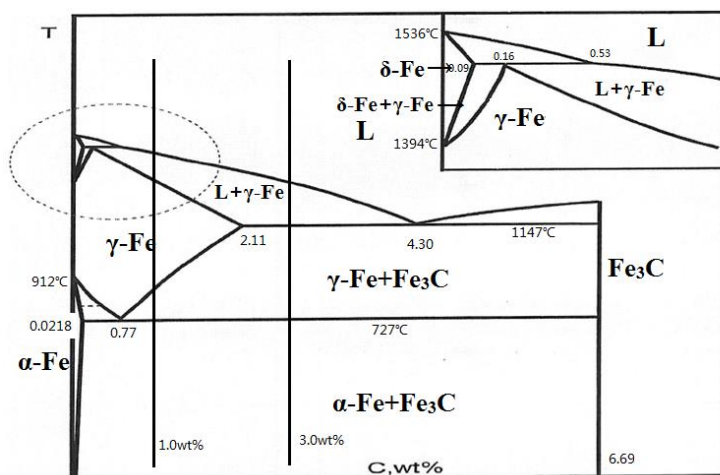


考察知识点： 铁碳相图，三相反应

解题思路： 此题便要求同学们能够熟记铁碳相图各个点的成分及温度和各区间的相。铁碳相图画出来以后，其他的问题还是比较容易入手的。

参考解析：

Fe- Fe₃C 相图如图所示：



三相反应：

包晶反应： $L(0.53\%C) + \delta\text{-Fe}(0.09\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(0.17\%C)$

共晶反应： $L(4.3\%C) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(2.11\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

共析反应： $\gamma\text{-Fe}(0.77\%C) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(0.02\%C) + \text{Fe}_3\text{C}(6.69\%C)$

1.0%的钢由液相冷却时先进入 L+ γ 奥氏体两相区，形成枝晶或等轴状 γ 奥氏体相，然后进入奥氏体单相区；当温度降至 A_{cm} 线时开始从 $\gamma\text{-Fe}$ 中析出二次渗碳体相，奥氏体成分沿着 A_{cm} 线变化，直至共析成分点 0.77wt%C，在共析温度发生共析反应： $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ 。剩余的奥氏体转变为珠光体，最后的组织是珠光体+网状二次渗碳体。

3.0%的铁碳合金（铸铁）共晶后组织为莱氏体加先共晶奥氏体，缓冷后的室温组织为珠光体、二次渗碳体和变态莱氏体。树枝状分布的黑色区域是由先共晶奥氏体转变成的珠光体。其周围一圈白色组成物是由先共晶奥氏体析出的二次渗碳体，其余部分为变态莱氏体。

北京科技大学

2011 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号： 814 试题名称：材料科学基础

适用专业：材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、名词解释(5 分/题，共 40 分)

空间点阵

晶体是由结构基元在空间呈规则的三维周期排列而形成的。若把每个基元抽象为一个点，这些点具有完全相同的几何环境和物理环境，称为等同点。由构成晶体的结构基元抽象出来的等同点在三维空间中的周期排列称为空间点阵。空间点阵中的各个点又叫做阵点

指几何点在三维空间作周期性的规则排列所形成的三维阵列，是人为的对晶体结构的抽象。

临界分切应力

滑移系开动所需的最小分切应力；它是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

使单晶体中的滑移系开动的分切应力值。在滑移面的滑移方向上，只有当分切应力的值达到或超过某一特定的大小以后，沿这一滑移系才能开始滑移，这个特定的值就是临界分切应力。

滑移系

晶体中一个滑移面及该面上的一个滑移方向的组合称一个滑移系。

堆垛层错

实际晶体结构中，密排面的正常堆垛顺序有可能遭到破坏和错排，如密排面{111}由ABCABC堆垛变为ABCABABC...，称为堆垛层错，简称层错。

调幅分解（参考上交《材料科学基础》398页）

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。

调幅分解是自发的脱溶过程，它不需要形核，其成分在拐点线之间，母相的任何涨落都会导致吉布斯自由能的减小，系统自动地分解为富A和富B的两部分，通过上坡扩散两部分的成分连续变化，直至达到形成成分不同、结构相同的两个相的过程。

脱溶

一个固溶体体系在高温时是单相（未饱和），因为溶解度一般随温度降低而降低，这个单相体系冷却到低温时变成不稳定的过饱和固溶体，若条件允许，它将会发生过饱和固溶体脱溶分解，从 α 母相中产生 β ， β 的产生和长大过程就叫脱溶。可用反应式： $\alpha_{\text{过饱和}} \rightarrow \alpha_{\text{饱和}} + \beta$ 来表示。

上坡扩散（参考2009年第9题）

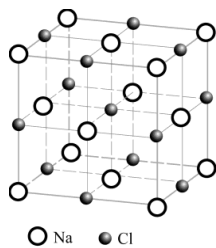
溶质原子从低浓度向高浓度处扩散的过程称为上坡扩散。表明扩散的驱动力是化学位梯度而非浓度梯度。

再结晶温度

形变金属在一定时间（一般1h）内刚好完成再结晶的最低温度。它是一个动力学的概

念。

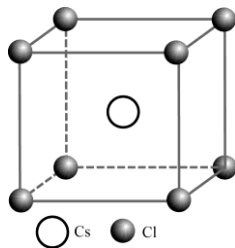
二、分别给出下列离子晶体的布拉菲点阵类型和下面晶胞中正、负离子的个数。(下图中的点阵参数均为 $a=b=c$, $\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$) (15 分)



NaCl

FCC 面心立方

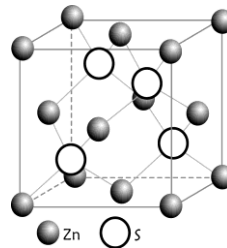
正：4 负：4



CsCl

简单立方

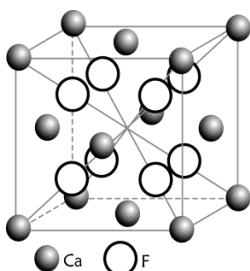
正：1 负：1



ZnS

FCC 面心立方

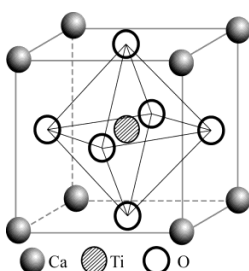
正：4 负：4



CaF₂

FCC 面心立方

正：4 负：8



CaTiO₃

简单立方

正：1+1 负：3

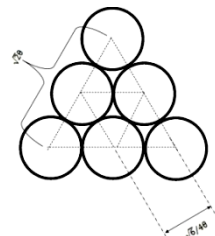
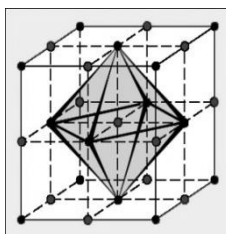
三、写出面心立方结构和体心立方结构金属的密排面(或相对密排面)的晶面指数、画出密排面(或相对密排面)上原子的具体排列情况,并在晶胞中标出所有八面体间隙的位置。(15 分)
(本题是 2007 年第 7 题与 2008 年第 3 题的综合)

考察知识点：FCC (A1) 和 BCC (A2) 晶体结构

解题思路：本题是 2007 年第 7 题与 2008 年第 3 题的综合，这种题目每年都会有一题，考察的内容不外乎是四面体、八面体间隙位置及其半径，密排面原子排列，体密度、面密度、线密度，画出晶面晶向等等，还是比较容易的。

参考解析：

1、面心立方：密排面晶面指数{111}
排列状况：

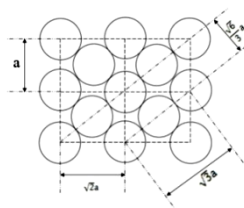
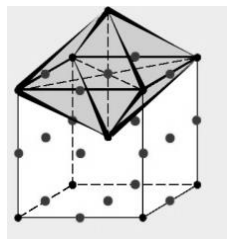


密排面原子

八面体间隙：八面体间隙中心位置是 $1/2 \ 1/2 \ 1/2$ 及其等效位置（即晶胞各个棱的中点），一个晶胞有 4 个八面体间隙位置。

2、体心立方：密排面： $\{110\}$ ，相 $\{112\}$ 、 $\{123\}$ 。密排面原子排列情况：

八面体间隙位置：位于晶胞立方体心及立方体 6 个面的中心。即 $(1/2 \ 1/2 \ 1/2)$ 等效位置。一个晶胞内有 6 个八面体间隙。（正八面体而在一个方向略受压缩的扁八面体）



对密排面

棱边的中
0) 及其等
(它不是

四、组元 A 和组元 B 的熔点分别为 1000°C 和 700°C ，室温时 B 在 A 的固溶体 α 中的固溶度是 $x_B=0.05$ ，A 在 B 的固溶体 β 中的固溶度是 $x_A=0.10$ ；在 700°C 时有一个三相平衡，在此温度 α 固溶体的成分是 $x_B=0.1$ ，一个成分为 $x_B=0.30$ 的合金在稍高于 700°C 时存在 50% α 相和 50% 液相，在稍低于 700°C 时则存在液相和化合物 A_3B 两相；在 500°C 时存在另一个三相平衡，液相 ($x_B=0.65$) 分解为化合物 A_3B 和 β 固溶体 ($x_B=0.85$) 两相。试构造一个合理的 A-B 二元相图。(15 分)

考察知识点：二元相图的绘制

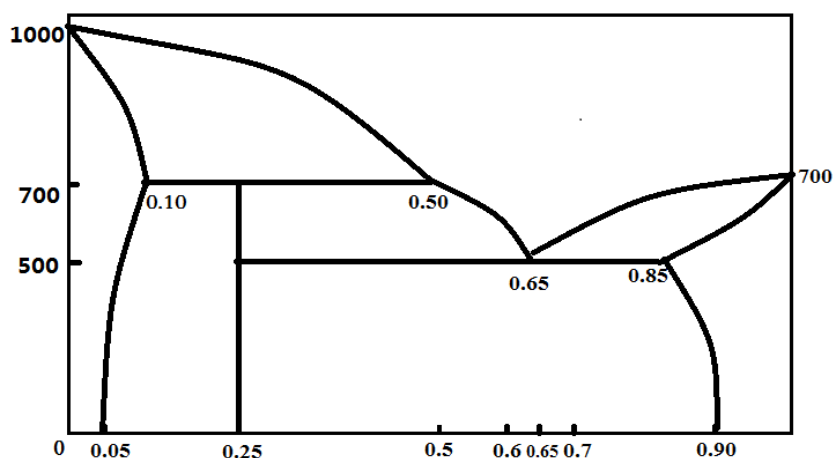
解题思路：绘制二元相图的关键是根据相的成分或者杠杆定律等方法抓住几个关键点的成分和温度，如共晶点、包晶点等，然后再根据反应式来定出曲线。

参考解析：

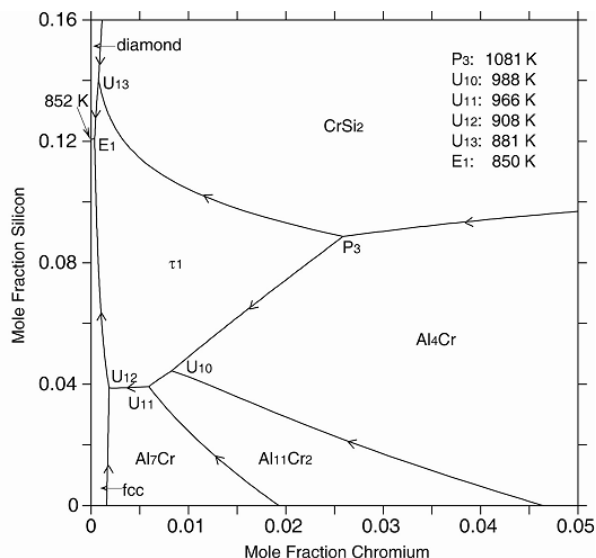
由一个成分为 $x_B=0.30$ 的合金在 700°C 存在 50% α 和 50% 的液相，通过杠杆定律可得液相成分为 0.50

化合物成分 A_3B 对应着 $x_B=0.25$ 的相

由以上分析，结合题中数据及条件，构造相图如下：



五、根据下面的 Al-Cr-Si 体系的局部液相面投影图，写出该图中的四相不变反应式。(15 分)(引自 J. Phase Equili. Diff. 2009,30(5):462-479)



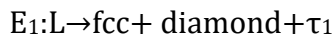
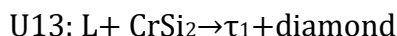
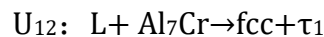
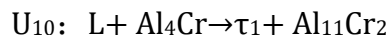
考察知识点：三元相图，不变反应

解题思路： 本题是北科材科基考研试题中第一次出现涉及到三元相图的题目，虽然仍是抽象成了直角成分坐标，但是说明以后对三元相图的考察还是可能的，复习的时候三元相图那部分可以不作为重点，但是基本的内容还是要有个大致的了解。三元相图中四项不变反应有三种，通过下表来说明：

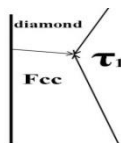
转变类型	$L \rightarrow \alpha + \beta + \gamma$	$L + \alpha \rightarrow \beta + \gamma$	$L + \alpha + \beta \rightarrow \gamma$
液相面交线的投影			

参考解析：

四项不变反应式：



E1 点局部放大图如右：



六、按热力学参数变化特征，固态相变可以分为一级相变和二级相变两类。阐述发生一级相变和二级相变时热力学参数的变化特征及相关性质的变化特点。(10 分)

考察知识点：一级相变，二级相变

解题思路： 一阶偏微商有突变的是一级相变，二阶偏微商有突变的事二级相变，以此类推……

参考解析：

按相变时热力学参数变化的特征分类，把相变分为一级相变和高级相变（二级、三级……）。

在相变时两相的化学势相等，但化学势的一阶偏微商不相等，这类相变称为一级相变。因为化学势的一阶偏微商可能是体积、熵（和焓），所以发生这类相变时体积、熵（和焓）有突变。晶体的凝固、升华、熔化以及金属和合金中大多数固态相变都属于一级相变。

相变时，两相的化学势相等，化学势的一阶偏微商也相等，但化学势的二阶偏微商不相等，这类相变称为二级相变。因为化学势的二阶偏微商可能是材料的压缩系数、膨胀系数及比热容来表达，所以相变时有比热容、膨胀系数和压缩系数的突变。磁性转变、有些合金中的有序、无序转变及超导态转变等属于二级相变。

七、从热力学（能量）角度分析纯金属在凝固过程中均匀形核时的临界晶核形成过程。（10分）（参考 2007 年第 2 题）

考察知识点：凝固形核的热力学条件。

解题思路：本题几乎是参考 2007 年第 2 题的原题了，不同的是此题是凝固，没有弹性应变能。在母相中通过涨落发展形成的原子集团，若能长成稳定（或亚稳定）的结构，或者核心达到一定的尺寸，便可以成为新相的核心。这个过程的驱动力是新旧相的自由能差，阻力是新增的界面能，但是驱动力只能补偿临界核心界面能的一部分，形成稳定核心还需额外的能量（形核势垒），这部分能量为临界核心形成功。

参考解析：

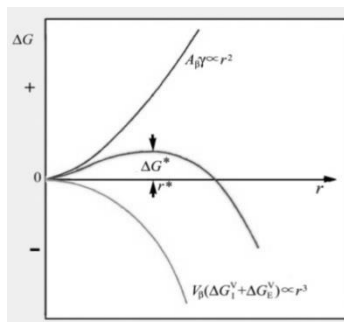
凝固过程中液相中存在结构起伏、形成时聚时散的短程有序原子集团，其为可能的晶胚。在过冷液体中出现晶胚有两方面的能量变化：（1）由于新相形成使系统自由能降低，

降低量为 $V_{\beta}\Delta G_V = \frac{4}{3}\pi r^3\Delta G_V$ ，这是相变的驱动力；

面由于晶胚构成新的表面，又会引起表面自由能量为 $A_{\beta}\gamma = 4\pi r^2\gamma$ ，这是相变的阻力。液固相变，完全释放掉，其值为零。故总的自由能变化为：

$$\Delta G = V_{\beta}\Delta G_V + A_{\beta}\gamma = \frac{4}{3}\pi r^3\Delta G_V + 4\pi r^2\gamma$$

ΔG 随 r 变化曲线如右图所示， ΔG 在 r^* 达到



（2）另一方的升高，增加体积应变能

r^* 时，其长大会使自由能增加，晶胚不稳定，最终熔化消失； $r > r^*$ 时，晶胚长大会使自由能降低，从而成为稳定的晶核。故晶胚只有达到临界半径才能成为稳定晶核。

$$\text{由 } \frac{d\Delta G}{dr} = 0, \text{ 可得, } r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_V}, \quad \Delta G^* = -\frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_V)^2}$$

把过冷度与驱动力的关系代入临界核心半径和临界核心形成功的式子，并且把其中的摩尔转变焓 ΔH_0 换成体积转变焓 $\Delta H'_0$ ，得临界晶核 r^* 和临界晶核形成功 ΔG^* 与过冷度间的关系：

$$r^* = \frac{2\gamma T_0}{\Delta T \Delta H'_0}, \quad \Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3 T_0^2}{3(\Delta H'_0 \Delta T)^2}$$

ΔT 加大， r^* 和 ΔG^* 也相应减小。由于球状临界晶核的表面积为

$$A^* = 4\pi(r^*)^2 = 16\pi\gamma^3 T_0^2 / (\Delta H' \Delta T)^2$$

$$\text{所以 } \Delta G^* = \frac{1}{3} \gamma A^*$$

即均匀形核时母相和新相体积吉布斯自由能之差只能补偿界面能的 2/3，余下的 1/3 表面吉布斯自由能只能靠母相中能量分布的涨落提供。

八、简述金属和合金回复与再结晶概念，并讨论在回复与再结晶过程中组织与性能的变化情况。(10 分)

考察知识点： 回复和再结晶

解题思路： 本题与 2007 年的第 5 题也很类似，所以仔细研究历年的题目还是很重要的。本题主要是从各阶段组织的变化（包括位错密度、点缺陷密度等）入手来理解组织的变化对性能产生哪些影响，对相关的内容需要能够清晰的理解和记忆。

参考解析：

回复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。

再结晶指的是冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原变形组织中重新产生了无畸变的新晶粒，而性能也发生了明显的变化并恢复到变形前的状态，这个过程称为再结晶。（指出出现无畸变的等轴新晶粒逐步取代变形晶粒的过程）

随退火温度的升高或退火时间的延长，形变组织中的位错缠结演变为亚晶，亚晶进行合并并长大；在形变不均匀区内发生再结晶形核及长大，无位错的等轴再结晶晶粒取代长条状高位错密度的形变晶粒；随后是晶粒正常长大；储存能逐渐释放，特别是再结晶阶段释放的最显著。

性能变化：

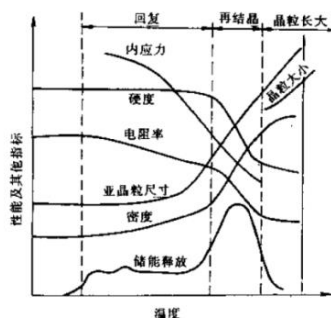
强度和硬度： 回复阶段的硬度变化很小，变化的 1/5，而再结晶阶段则下降较多。其主要的是位错机制有关，回复阶段变形金属仍保持很密度，而发生再结晶后，则由于位错密度显著度和硬度明显下降。

电阻： 变形金属的电阻在回复阶段已表现下降趋势。因为电阻率与晶体点阵中的点缺陷间隙原子等）密切相关。点缺陷所引起的点阵传导电子产生散射，提高电阻率。因此，再回复阶段点缺陷浓度明显减小致使电阻率明显下降。

内应力： 在回复阶段，大部分或全部的宏观内应力可以消除，而微观内应力则只有通过再结晶可全部消除。

亚晶粒尺寸： 在回复的前期，亚晶粒尺寸变化不大，但在后期，尤其在接近再结晶时，

冷变形金属在退火过程中的性能和能量变化。



约占总变与金属中高的位错降低，故强出明显的（如空位、畸变会使

亚晶粒尺寸就显著增大。

密度：变形金属的密度在再结晶阶段发生急剧增高，显然除与前期点缺陷数目减小有关外，主要是再结晶阶段中位错密度显著降低所致。

储能的释放：当冷变形金属加热到足以引起应力松弛的温度时，储能就被释放出来。回复阶段各材料释放的储存能量均较小，再结晶晶粒出现的温度对应于储能释放曲线的高峰处。

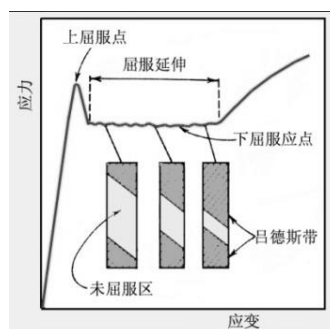
九、讨论点缺陷与位错的交互作用及对位错运动的影响。这种交互作用在低碳钢应力-应变曲线和材料加工过程中会出现什么现象？有何防止方法？(10 分)

考察知识点： 应力应变曲线，上下屈服点效应

解题思路： 低碳钢是体心立方结构，间隙原子或者空位聚集在位错周围松弛了各自的弹性应变，形成一种低能、稳定的结构，即形成了柯垂尔气团。柯氏气团是形成上下屈服点效应的主要原因。屈服现象容易使钢件塑性变形不均匀，形成吕德斯带的表面缺陷，这是不希望得到的，常通过采用预应变或加入 V、Nb、Ti 等元素形成 IF 钢来改善。

参考解析：

C、N 间隙溶质原子在位错附近与位错发生弹性成柯垂尔气团，受柯垂尔气团钉扎的位错需要更大应力摆脱气团，出现上屈服点，而一旦挣脱气团之后就比较容易，因此应力减小，形成下屈服点。开动塑性变形逐渐转移到其它未发生塑性变形的区域，塑性变形（吕德斯带）。



交互作用形的应力使它位错的运动的位错产生不均匀

如何避免上屈服点和下屈服点的出现：

防止方法： 去除 C、N (IF 钢)； 预变形使位错摆脱钉扎。

因为出现上下屈服现象的原因是 C、N 作为间隙溶质原子在位错形成柯垂尔气团，避免这一现象出现的方法是采取预应变，应变超过下屈服点的应变，这时位错摆脱溶质钉扎，工件已进入均匀变形阶段，然后立刻进行最终变形，不再出现上下屈服现象。另一种方法是：加入 V、Nb、Ti 等微量合金元素，它们与 C、N 原子有很强的亲和力，把 C、N 固定在化合物中，制成无间隙原子钢，即 IF 钢，从而避免加工时出现上下屈服现象，使工件不出现吕德斯带表面缺陷。

吕德斯带形成的原因

对于某些材料，形变一旦在某一局部区域开始发生，这里就立即表现出软化的效果来，形变就因而在这里集中并可进行到一定的程度。这样就会使这个形变区和未形变区的交界处由于产生较大的应力集中也跟着而屈服，形变也就因而逐步地由此循环扩展到相邻的地区中；但在较远的区域仍可以不发生形变。一般说来，形变总是首先开始于试样或工件的

应力集中区域，而形成狭窄的条带状的形变区，称之为吕德斯带。

十、液体冷却时形成晶体或非晶玻璃体的内部原因和外部条件是什么？解释为什么金属材料凝固时大多形成晶体，而陶瓷材料易于形成非晶玻璃体？（10 分）

考察知识点：非晶态形成条件

解题思路：非晶态转变实现了原子从非定域性到定域性的转变（固化），而原子被冻结在无序结构中，保留了液体的无序。若晶体结构非常复杂，液体粘度很高，使得其晶化能力很低，则容易形成非晶玻璃体。本题是北科材料科基考研中第一次涉及到非晶态材料的问题，复习的时候也需稍微注意一下。

参考解析：

决定液体冷却时是否能结晶或形成玻璃的外部条件是冷却速度，内部条件是粘度。如果冷却速度足够高，任何液体原则上都可以转变为玻璃，如金属玻璃。

在这方面，金属和陶瓷材料具有很大的区别。金属材料由于其晶体结构比较简单，且熔融时的粘度小，冷却时很难阻止结晶过程的发生，故固态下的金属大多为晶体；

对于陶瓷材料，分子结构复杂、材料熔融时粘度很大即流体层之间的内摩擦力很大或者是结晶动力学迟缓，冷却时原子迁移扩散困难，则晶体的组成过程很难进行，容易形成过冷液体。随着温度的继续下降，过冷液体的粘度迅速增加，原子间的相互运动变得更加困难，所以当温度降至某一临界温度以下时，即固化成玻璃。

北京科技大学

2012 年硕士学位研究生入学考试试题

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题 (8 分/题，共 40 分)

1. 写出七种晶系的名称及点阵参数之间的关系；

晶系	棱边长度及夹角关系
三斜晶系	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$
单斜晶系	$a \neq b \neq c, \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$
正交晶系	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
六方晶系	$a_1 = a_2 = a_3 \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$
菱方晶系	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$
四方晶系	$a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
立方晶系	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$

2. 简述临界分切应力的概念；

临界分切应力是使单晶体滑移系开动所需的最小分切应力，在滑移面的滑移方向上，只有当分切应力的值达到或超过某一特定的大小以后，沿这一滑移系才能开始滑移；临界分切应力是一个定值，与材料本身性质有关，与外力取向无关。

3. 给出一级相变和二级相变的分类原则和相变特征；

在相变时两相的化学势相等，但化学势的一阶偏微商不相等，这类相变称为一级相变。因为化学势的一阶偏微商可能是体积、熵（和焓），所以发生这类相变时体积、熵（和焓）有突变。晶体的凝固、升华、熔化以及金属和合金中大多数固态相变都属于一级相变。

相变时，两相的化学势相等，化学势的一阶偏微商也相等，但化学势的二阶偏微商不

相等，这类相变称为二级相变。因为化学势的二阶偏微商可能是材料的压缩系数、膨胀系数及比热容来表达，所以相变时有比热容、膨胀系数和压缩系数的突变。磁性转变、有些合金中的有序、无序转变及超导态转变等属于二级相变。

4. 分析金属或合金的结晶形态；

(1) 纯金属凝固时的生长形貌

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。温度分布可能有 2 种情况：正的温度梯度和负的温度梯度。

在正温度梯度下，即 $dT/dz > 0$ ，晶体生长以接近平面状向前推移，这是由于温度梯度是正的，当界面上偶尔有凸起部分而伸入温度较高的液体中时，它的生长速度就会减缓甚至停止，周围部分的过冷度较凸起部分会赶上来，使凸起部分消失，这一过程使液固界面保持稳定的平面状态。

a、若是光滑界面结构的晶体，其生长形态呈台阶状，组成台阶的平面式晶体的一定的晶面，液固界面自左向右推移，虽与等温面平行，但小平面却与溶液等温面呈一定角度。

b、若是粗糙界面结构的晶体，其生长形态呈平面状，界面与液相等温而平行。

在负温度梯度下，即 $dT/dz < 0$ 。在相界面处的温度由于结晶潜热的释放而升高，使液相处于过冷条件时，可能产生负的温度梯度。如果部分相界面生长凸到前面的液相中，则能处于温度更低（即过冷度更大）的液相中，使凸出部分的生长速度增加而进一步伸向液体中。这种情况下液固界面就不可能保持平面状而形成许多伸向液体的分枝，这些分枝有可能长出二次晶枝、三次晶枝等等，称为树枝晶。

(2) 合金凝固时生长形貌

液相前沿负温度梯度时，和纯金属情况相同，界面可凸出长大，并可能呈树枝状长大。温度梯度为正时，由于界面前沿溶质富集，相应液相凝固点降低，这种由于界面前沿液体中的实际温度低于由溶质分布所决定的凝固温度时产生的过冷，成为组分过冷。存在组分过冷时，使得平直界面的偶然扰动凸出可以持续长大。界面前沿的组分过冷区大小取决于实际温度场温度梯度 dT/dx 和熔点分布曲线在界面处的 dT_L/dx ，只有 $dT_L/dx > dT/dx$ 才会存在组分过冷。

- A. 组分过冷不大时，过冷区较小，凸起部分不可能有较大伸展，使界面形成胞状组织
- B. 若组分过冷区非常大，凸出部分就能继续向过冷液相中生长，同时侧面产生分枝，形成二次枝晶轴，进而再长出三次枝晶轴，这样界面为树枝状组织。
- C. 另外还有介于平面状和胞状之间的平面胞状晶核介于胞状和树枝状之间的胞状树枝晶。

5. 给出再结晶温度的定义。

再结晶温度是形变金属在一定时间（一般 1h）内刚好完成再结晶的最低温度，它不像结晶或其它的相变温度那样确定不变，它受许多因素影响，可以随条件的不同而在一个相当宽的范围内变化。通常所说的再结晶温度是指在规定的时间内（如一个小时）完成再结晶或再结晶达到规定程度（如 95%）的最低温度。即再结晶温度包含时间和再结晶量两个因素在内。

二、纯 Cu 晶体在常温下的点阵常数为 $a=0.3615\text{nm}$:

1. 指出其晶体结构类型和配位数（3 分）；
2. 简略计算 Cu 原子半径、原子致密度和两类间隙半径（6 分）；
3. 画出 Cu 原子在（111）晶面的分布情况，并计算其晶面间距和原子在晶面上的致密度（6 分）。（共 15 分）

参考解析：

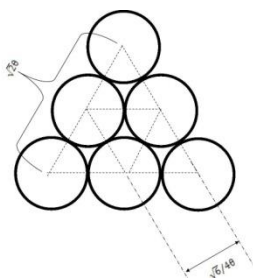
1、晶体结构类型：面心立方（或者 FCC，A1，cF4），配位数：12

2、原子半径： $r=\frac{\sqrt{2}}{4}a=0.1278\text{nm}$ 原子致密度： $\eta=\frac{\frac{4}{3}\pi r^3 \cdot 4}{a^3}=0.74$

四面体间隙半径： $r_{\text{Te}}=\frac{\sqrt{3}}{4}a-r=0.0287\text{nm}$

八面体间隙半径为 $r_{\text{Oc}}=\frac{1}{2}[a-2r]=\frac{1}{2}\left[a-\frac{\sqrt{2}}{2}a\right]=0.0529\text{nm}$

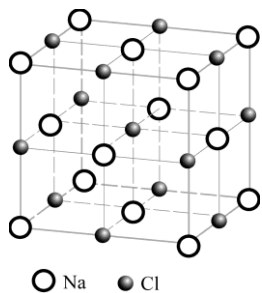
3、{111}面原子排列情况：



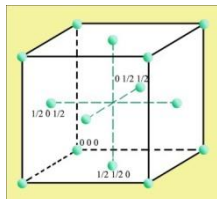
$$\text{面密度} = \frac{2\pi R^2}{\frac{1}{2}\sqrt{2}a \cdot \sqrt{2}a \cdot \sin 60^\circ} = 0.906$$

$$\text{晶面间距} = d = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} = \frac{a}{\sqrt{3}} = 0.2087\text{nm}$$

三、分别画出下列离子晶体的布拉菲点阵（下图中的点阵参数均为 $a=b=c, \alpha=\beta=\gamma=90^\circ$ ）。（10 分）

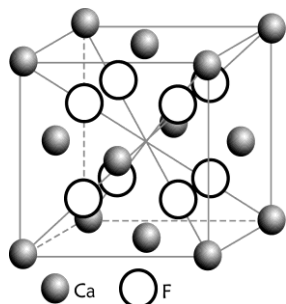


布拉菲点阵为：

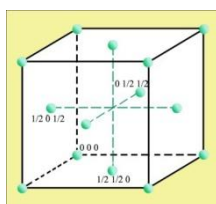


面心立方

NaCl

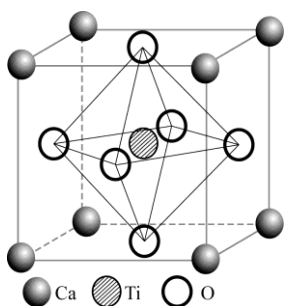


布拉菲点阵为：

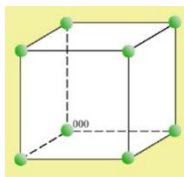


面心立方

CaF₂



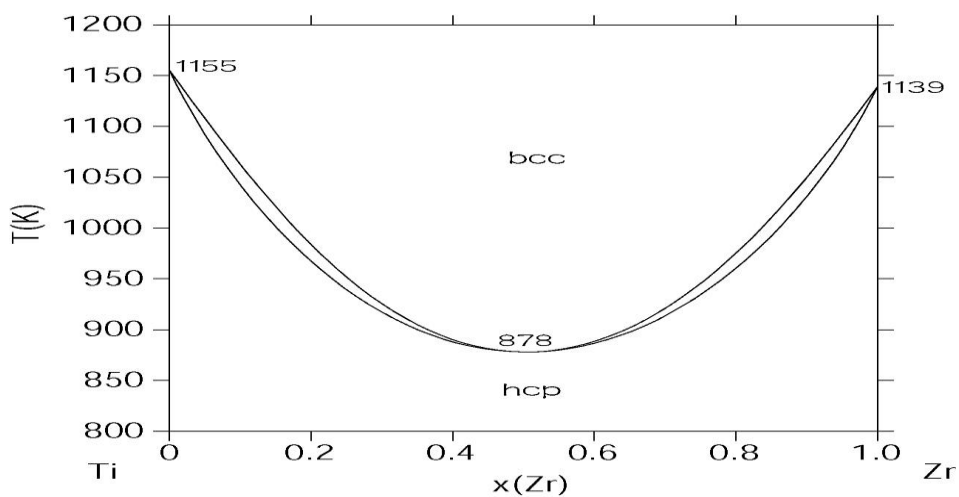
布拉菲点阵为：



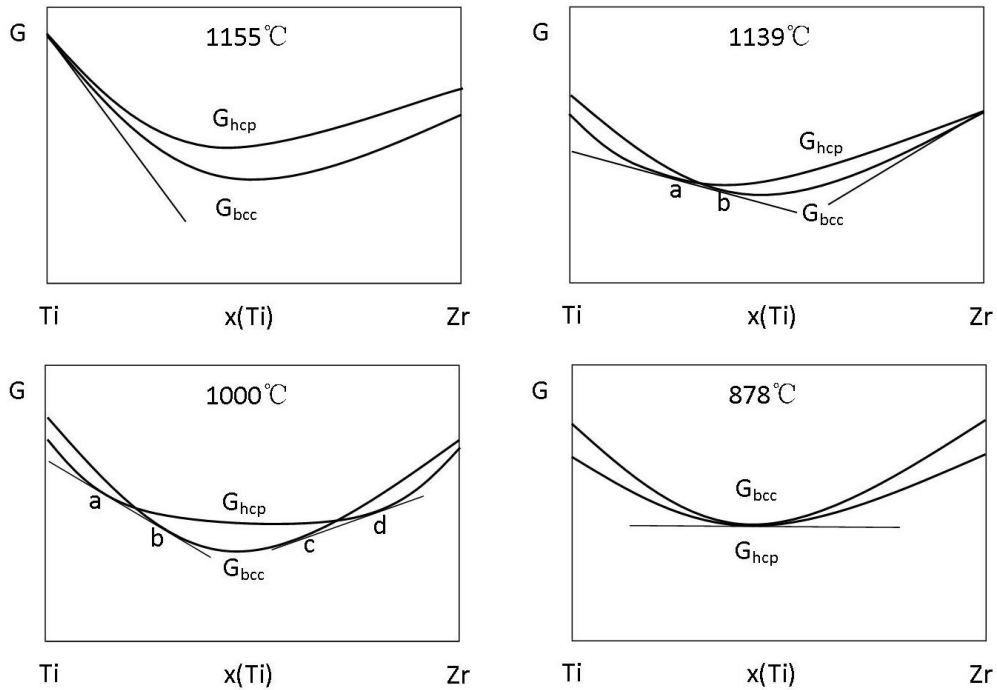
简单立方

CaTiO₃

四、示意画出下面的 Ti-Zr 体系中 bcc 和 hcp 相在 1155、1139、1000 和 878K 时的 Gibbs 自由焓-成分曲线。(15 分)

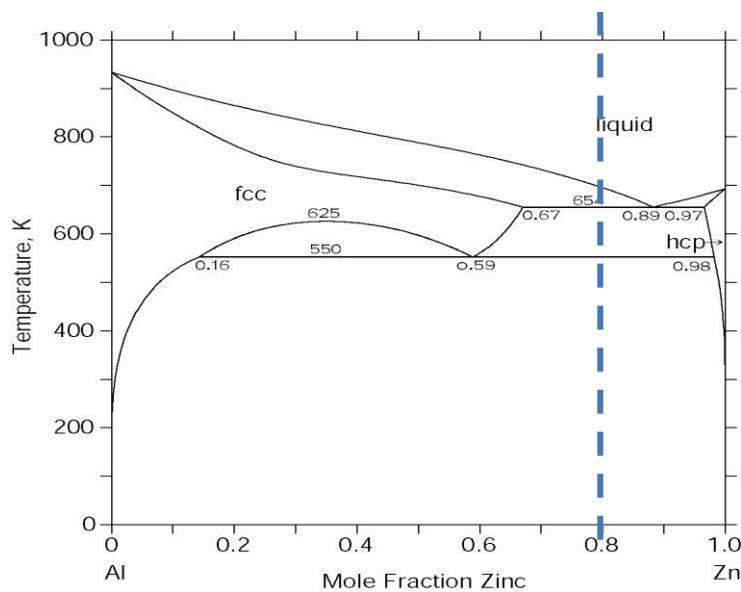


参考解析：



五、根据下面的 Al-Zn 相图,

1. 写出其中的三相反应式 (4 分);
2. 画出 $x(\text{Zn})=0.80$ 合金的缓慢冷却曲线, 并写出各阶段相对应的组织 (8 分);
3. 画出上述合金缓慢冷却到室温时的组织示意图, 并计算各组织组成物的相对含量 (8 分)。
(共 20 分)

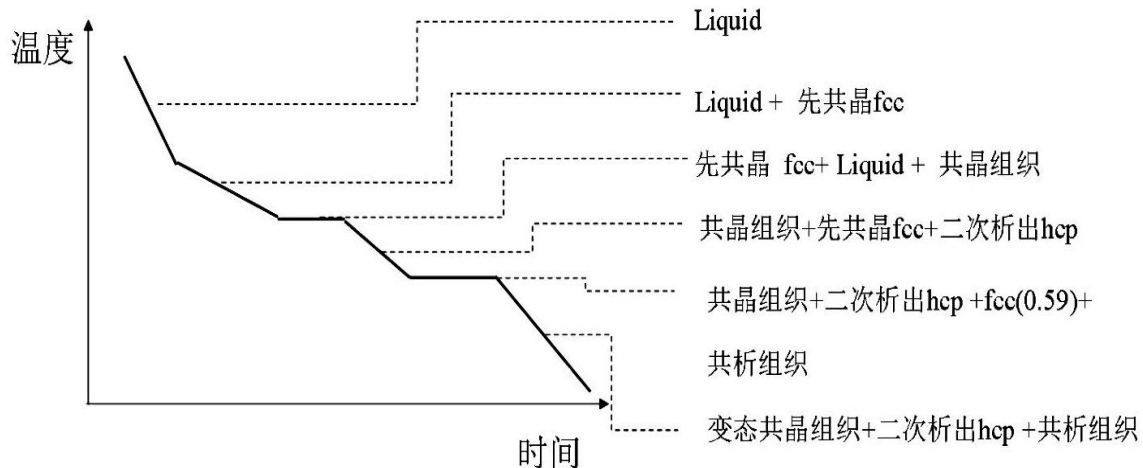


参考解析：

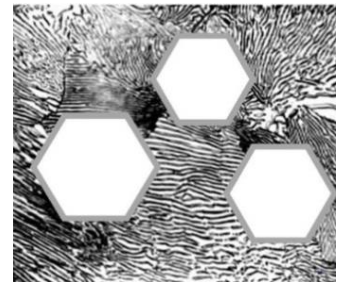
1、Liquid(0.89) \rightarrow fcc(0.67) + hcp(0.97)

Fcc(0.59) \rightarrow fcc(0.16) + hcp(0.98)

2、

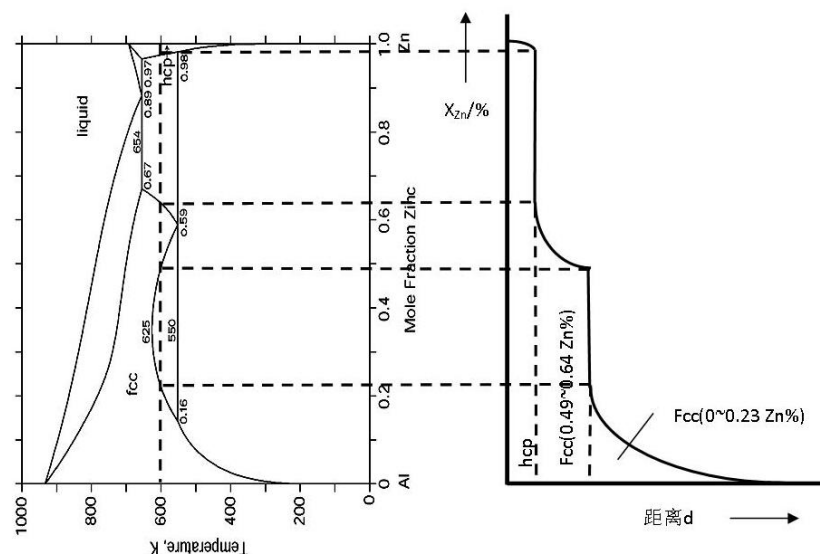


3、在室温时，变态共晶组织含量为 $\frac{0.8-0.67}{0.89-0.67} = 0.591$ ，所以先共晶 fcc 含量为 $1-0.591=0.409$ ，从而二次析出的 hcp 含量为 $0.409 \times \frac{0.67-0.59}{0.98-0.59} = 0.084$ ，从而可知共析组织含量为 $0.409-0.084=0.325$ 。

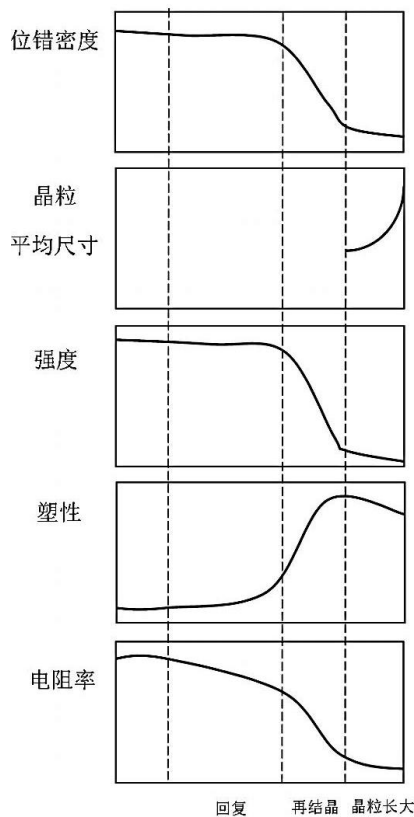


六、根据上面的 Al-Zn 相图，将纯 Al 和 Zn 形成扩散偶，在 600K 长时间保温，示意画出扩散层中 $x(\text{Zn})$ 随扩散距离 d 的变化曲线及相应出现的物相。（10 分）

参考解析：



七、一个多晶体试样经变形后，在再结晶温度以上退火，请画出位错密度、晶粒（不包括亚晶）平均尺寸、强度、塑性以及电阻率随退火时间变化的示意图（把各种变化分别画一个图，注意它们的对应关系），并对其作出简单说明。（10 分）



回复过程中可能发生位错的对消和重排，使位错密度有些下降，但是由于没有大角度界面的迁移，仍然保持者较高的位错密度。

再结晶结束前试样中存在纤维组织，晶界不明显；
再结晶结束后晶粒长大阶段平均尺寸显著增大

回复阶段的强度变化很小，而再结晶阶段则下降较多。其主要是与金属中的位错机制有关，回复阶段变形金属仍保持很高的位错密度，而发生再结晶后，则由于位错密度显著降低，故强度明显下降。

回复阶段,变化不大；再结晶阶段由于新的无变形等轴晶粒的形成塑性上升；晶粒粗化后塑性又有所下降。

变形金属的电阻在回复阶段已表现出明显的下降趋势。

因为电阻率与晶体点阵中的点缺陷（如空位、间隙原子等）

密切相关。点缺陷所引起的点阵畸变会使传导电子产生散射，提高电阻率。因此，再回复阶段点缺陷浓度明显减小致使电阻率明显下降。

八、叙述金属或合金塑性变形的主要方式，并分别写出 Al 和 Mg 合金的滑移系，同时说明每种合金经拉伸变形后的显微组织形貌特征及产生原因。（10 分）

参考解析：

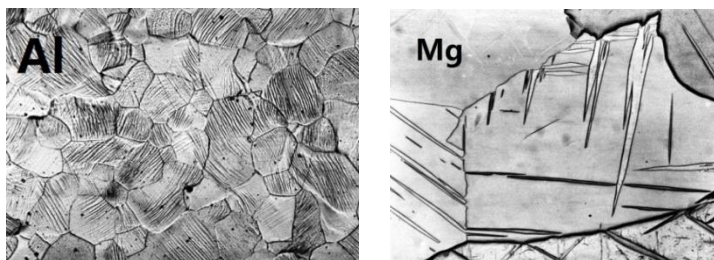
塑性变形的主要方式：滑移，孪生（严格说还有扭折）

Al 合金滑移系： $\{111\}\langle\bar{1}10\rangle$

显微组织形貌特征：滑移带。因为 Al 是面心立方，滑移系比较多，晶体变形主要以滑移为主。

Mg 合金滑移系： $\{0001\}\langle2\bar{1}\bar{1}0\rangle$ （也可能有 $\{10\bar{1}0\}\langle2\bar{1}\bar{1}0\rangle$ ，取决于 c/a 的值）

显微组织形貌特征：孪晶。Mg 是密排六方，滑移系很少，金相下主要是孪晶。



九、共析转变是典型的扩散型固态转变，指出其转变的驱动力和阻力，并讨论共析成分合金转变完成后可能出现的典型组织形态。(10 分)

参考解析：

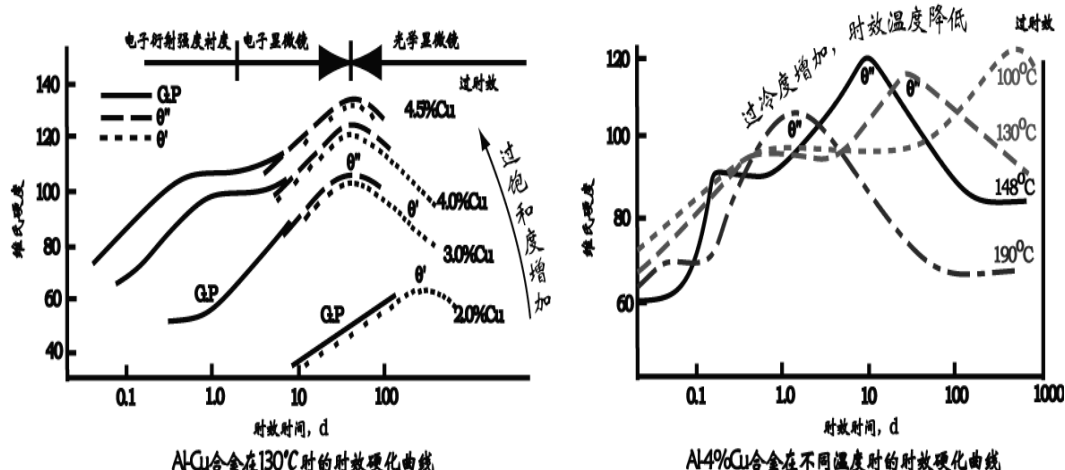
1、共析转变驱动力：新相和母相的自由能差

阻力：形成新界面的界面能和新相引起的弹性应变能

2、共析成分合金转变完成后典型组织形态片状珠光体和粒状珠光体。

片状珠光体为两相层片状交替排列的片层状组织，当奥氏体化温度较高时，由均匀的奥氏体转变而成的；粒状珠光体碳化物颗粒和基体形成的组织，奥氏体向珠光体转变时，如果奥氏体化温度较低，加热时间较短，奥氏体成分不够均匀，在奥氏体中尚有未溶解的残留碳化物或者许多微小的高浓度碳的富集区。这种不均匀的奥氏体在缓慢冷却时，未溶解的残留渗碳体将是现成的晶核。

十、结合下面给出的 Al-Cu 合金时效硬化曲线，讨论在不同成分和热处理条件下可能出现的脱溶贯序，各阶段脱溶相的大小、形状和分布特点、与母相的界面关系及强化效果。(10 分)



1、Al-4.5%Cu 合金固溶处理后，出现的完整的脱溶贯序为：过饱和固溶体→GP 区→ θ'' → θ' → θ 。

由图可以看出，只有在过饱和度大（过冷度很大）时，才可能获得 GP 区和过渡相的完整析出贯序。

时效温度低时，出现硬度的峰值比较高，但需要的时间比较长。时效温度越高，扩散速度加快，析出加快，但过饱和度减小，脱溶驱动力也减小，有可能析出的顺序不完全，GP 区或亚稳相可能不出现。

- 2、其中 GP 区是铜原子富集区，呈圆盘状，直径约 10nm，平行于{100}面析出，与{100}面共格：

θ'' 、 θ' 是四方结构亚稳相，正方结构，圆盘状，沿基体的{100}面析出，具有共格/半共格界面，与基体存在特定的取向关系，即 $(001)\theta''// (001)\alpha$ ， $[100]\theta''// [100]\alpha$ ；

θ 是四方结构稳定相，不规则形状，没有一个面能与基体良好匹配。

- 3、时效强化主要靠 GP 区和 θ'' 相，因两者很细小、弥散，与基体有共格或半共格界面，强化效果好；随着 θ' 的形成和 θ'' 的逐渐溶解，粒子之间间距变大，位错有可能在脱溶物之间拱弯绕过，硬度开始下降；析出 θ 以及 θ 聚集长大后，硬度便大幅度下降。

北京科技大学

2013 年硕士学位研究生入学考试试题

（回忆版）

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题（40 分）

- 1、超点阵
- 2、金属材料玻璃转化温度
- 3、伪共晶
- 4、脱溶
- 5、二次再结晶

二、给出 ZnS 的离子晶体结构（图略），问：（20 分）

- 1、Zn 离子的配位数是多少
- 2、请给出 Zn 离子的坐标
- 3、已知 Zn 离子与 S 离子的半径，求 ZnS 离子结构的点阵常数
- 4、求 ZnS 结构的致密度

三、给出三组位错，每组位错由两个位错构成，已知每个位错的位错线方向和 b 的方向，问每组位错之间是吸引还是排斥（15 分）

四、给出一个匀晶相图和熔混间隙相图（图略），画出给定几个温度点各相的自由能曲线图。

（10 分）

五、给出 T_1 和 T_2 ($T_1 > T_2$) 温度的某三元相图截面图，写出图中的四相反应，说出其类型，并说明判断理由。（10 分）

六、什么是动态回复和动态再结晶？画出动态回复与动态再结晶在高应变频率和低应变频率下的真应力-真应变曲线，并简单解释之。（10 分）

七、已知两块材料板 A、B 厚度分别为 d 和 $2d$ ，将两块板叠在一起（厚度为 $3d$ ），已知 A 板和 B 板扩散系数分别为 D_1 和 D_2 ，现已知 A 板表面浓度为 c_0 ，B 板表面浓度为 0（都保持不变），A B 接触处浓度光滑过渡。一定时间后，A B 板达到稳态扩散，问：A B 板的扩散流量是多少？（15 分）

八、常温下多相金属的塑性变形有哪些方式？形貌？（10 分）

九、给出铁碳合金的 3 个常温组织图（图略）和 3 个成分（貌似是 0.45% 3% 4.5%），要求辨别各成分分别对应哪个组织图？写出 4.5%C 成分的凝固过程，并计算白色条状物的相对含量。（20 分）

2014 年材料科学基础模拟试题

《北京科技大学 2014 年硕士学位研究生入学考试模拟题(1)-(4)》这套试卷是为了方便北京科技大学材料学院的考生而编写的。本套试题与之前编写的材料科学基础历年真题解析中的题目基本做到无重复，每份试卷题目的设定跟以往正常的考题有较大不同，精选了一些易被考生忽略的重难点、较开放的题型来辅助考生进行《材料科学基础》的复习，主要是针对新考点，以防出现近几年试题出现新考点而不知如何作答的窘状。考生答题的时候偶尔可能会感觉到无从下手，这是很正常的现象。通过题目来反思书本中的考点，做到灵活运用，而不是单纯的记忆，这也是本套试题的目的。

本套试题是第一次进行编写，如有意见或建议，[请发邮件至 yichaopeng@qq.com](mailto:yichaopeng@qq.com)，谢谢！

北京科技大学

2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (1)

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题

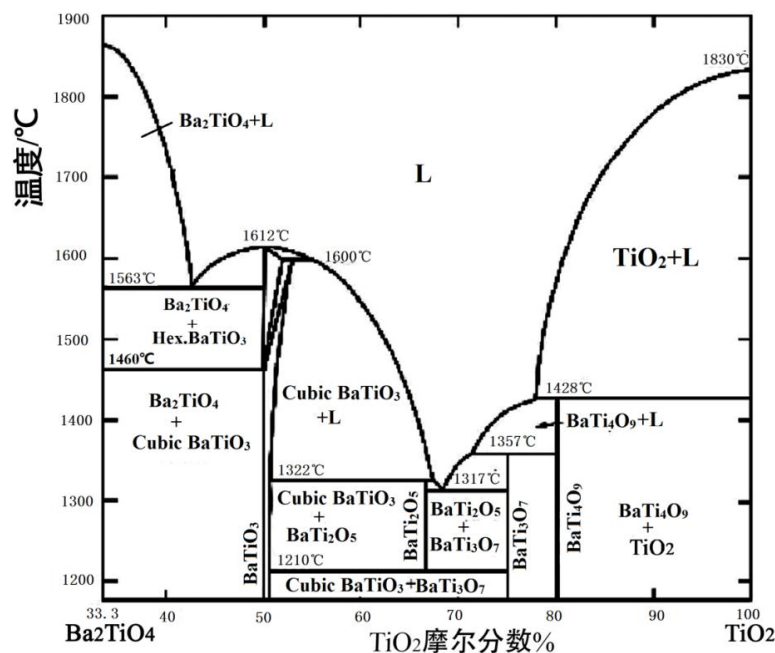
- 1、什么是再结晶温度？铝不具有固态异构型转变，设计一个不需熔化制造一块小单晶铝的办法。
- 2、与滑移相比孪晶有什么特点？
- 3、说明面心立方结构的潜在滑移系有 12 个，体心立方结构的潜在滑移系有 48 个。
- 4、离异共晶
- 5、固溶体有哪些分类？

二、

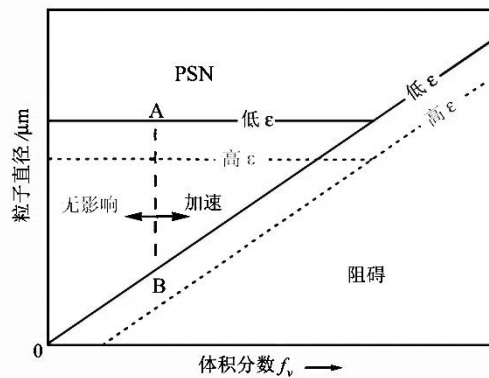
- (1)画出在面心立方晶胞中的 $(1\bar{1}1)$ 晶面上和该面上的 $[110]$ 晶向。
- (2)在 (001) 标准投影图上标出 $(1\ 1\ 1)$ 和 (110) 极点，它们之间的夹角是多少？

三、下图给出 $\text{Ba}_2\text{TiO}_4\text{-TiO}_2$ 相图。

- (1) 相图中有哪些相有多形性转变，转变温度是什么？
- (2) 有哪些中间相，写出其中一个同分熔化化合物和一个异分熔化化合物。
- (3) 写出相图中任意三个不变反应的反应式。
- (4) 示意画出 1700°C 时各相的自由能-成分曲线，并与相图中各平衡相的成分对应。(本题 15 分)

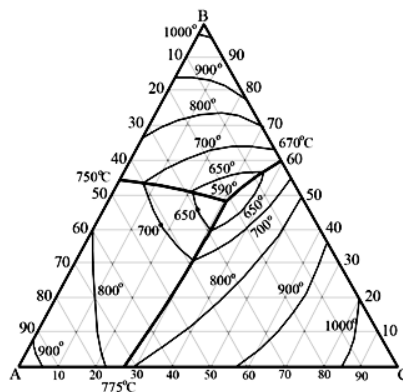


四、指出回复、再结晶和晶粒长大各个阶段的驱动力并简要说明各个阶段金属的组织 and 性能变化。结合新教材图 12-80 简单讨论第二相粒子对再结晶过程的影响。(本题 15 分)



五、A-B-C 三元系，A、B 和 C 都是对其它组元没有溶解度(即 B 和 C 不溶于 A、C 和 A 不溶于 B、A 和 B 不溶于 C)。下图是这个三元系的投影图，图中还给出液相面的一些等温线投影。

①写出三元系中不变反应(四相反应)的反应式；②画出 800°C、700°C 和 500°C 的恒温截面(注明各相区的相，在两相区中示意画出一些连结线)。(本题 10 分)

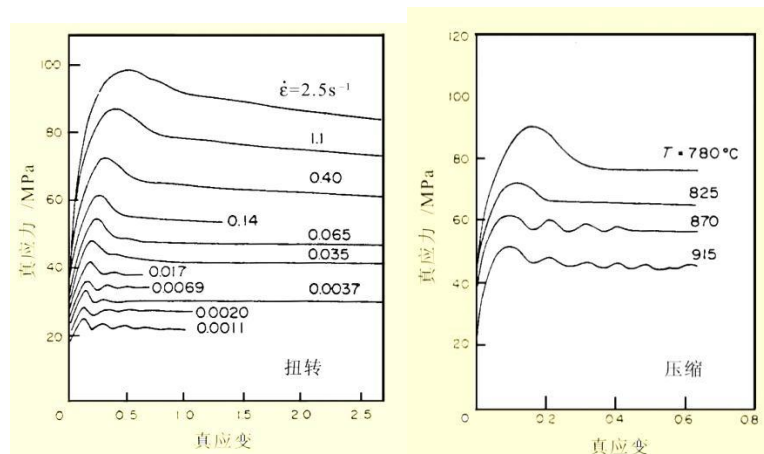


六、写出扩散第二定律的表达式，说明各参量的物理意义。在扩散系数与浓度无关的情况下，该方程有哪些特殊解？举一个例子说明该方程可以解决哪些实际问题。(本题 10 分)

七、材料发生动态再结晶时，应力应变可能会出现单峰也可能出现多峰，如图所示。(“材料

人网”第二期材料专业课知识竞赛题目)

- (1) 请简单解释一下出现单峰和多峰的原因？
- (2) 动态再结晶与静态再结晶的主要区别是什么？
- (3) 从层错能的角度考虑什么样的金属更容易发生动态再结晶？



八、试根据下列数据绘制概略的金钒相图：金的熔点为 1064°C，钒的熔点为 1929°C。金和钒可以形成中间相 β ，在室温下 β 的成分范围为 43%~45%，钒在金中的固溶体为 α 。室温下钒在 α 中的溶解度为 19%，金在钒中的固溶体为 γ ，室温下金在 γ 中的溶解度为 25%。合金系有两个包晶反应：

(1) 1400°C $\beta(39.9\%V) + L(24.8\%V) \leftrightarrow \alpha(27.1\%V)$;

(2) 1522°C $\gamma(52\%V) + L(34.5\%V) \leftrightarrow \beta(45\%V)$

九、联系实际题。

工业生产中，为防止深冲用的低碳薄钢板在冲压成型后所制得的工件表面粗糙不平，通常采用何种工艺？说明理由。

参考答案

一、

1、形变材料在一小时完成再结晶的最低温度称再结晶温度。它是个动力学概念。

在临界形变量下高温退火，形核率很低，又有高的长大能力，晶粒可长的很大，可制出单晶。或在大形变量下高温退火，发生二次再结晶，晶粒长的很大，也可制备小单晶。

2、①孪晶是一部分晶体沿孪晶面对另一部分晶体做切变，切变时原子移动的距离不是孪晶方向原子间距的整数倍；②孪晶面两边晶体的位相不同，成镜面对称；③由于孪晶改变了晶体的取向，因此孪晶抛光后仍能重现；④孪晶是一种均匀的切变。

3、面心立方晶体的滑移系是 $\{111\}\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ ， $\{111\}$ 有四个，每个 $\{111\}$ 面上有三个 $\langle\bar{1}\bar{1}0\rangle$ 方向，所以共有 12 个潜在滑移系。

体心立方晶体的滑移系是 $\{110\}\langle\bar{1}11\rangle$ ， $\{211\}\langle\bar{1}11\rangle$ 以及 $\{312\}\langle\bar{1}11\rangle$ 。 $\{110\}$ 面共有 6 个，每个 $\{110\}$ 面上有两个 $\langle\bar{1}11\rangle$ 方向，这种滑移系共有 12 个潜在滑移系； $\{211\}$ 面有 12 个，每个“211”面上有 1 个 $\langle\bar{1}11\rangle$ 方向，这种滑移系共有 12 个潜在滑移系； $\{312\}$ 面共有 24 个，每个 $\{312\}$ 面上有 1 个 $\langle\bar{1}11\rangle$ 方向，这种滑移系共有潜在滑移系 24 个，这样，体心立方晶体的潜在滑移系共有 48 个。

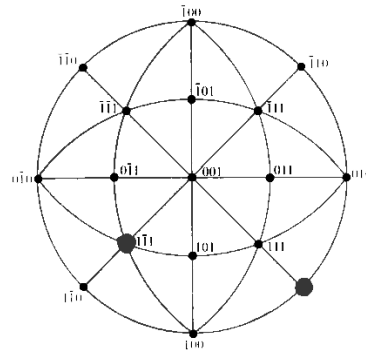
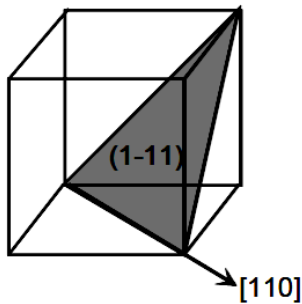
4、离异共晶：有共晶反应的合金中，如果成分离共晶点较远，由于初晶数量多，共晶数量很少，共晶中与初晶相同的相依附初晶长大，共晶中另外一个相呈现单独分布，使得共晶

组织失去其特有组织特征的现象。

5、置换、间隙固溶体；有限、无限固溶体；有序、无序固溶体；一次、二次固溶体；

二、

(1)画出晶面 3 分，画出晶向 3 分。 (2)画出两个极点 5 分，夹角 90° ，3 分。



三、

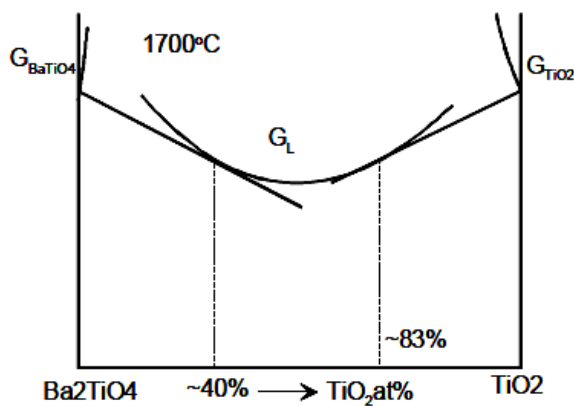
(1) 多型性转变为：Cubic-BaTiO₃——Hex. BaTiO₃; 1460~1563°C。

(2) 中间相：Ba₂TiO₄, Hex.BaTiO₃, Cubic-BaTiO₃, BaTi₂O₅, BaTi₃O₇, BaTi₄O₉, TiO₂。

同分融化：Hex.BaTiO₃; 异分融化：BaTi₄O₉。

(3) L—Ba₂TiO₄ + Hex.BaTiO₃; L—BaTi₂O₅ + BaTi₃O₇; L+ TiO₂—BaTi₄O₉。

(4)成分自由能曲线为：



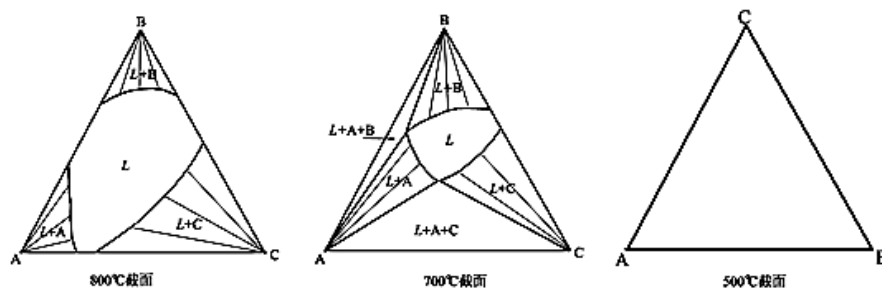
四、

回复、再结晶驱动力为形变储存能，晶粒长大驱动力为界面能降低倾向。回复过程组织变化(除点缺陷和位错线的运动外)主要是亚晶形成(多边形化)、亚晶合并及聚集长大，特点是不涉及大角度晶界迁移。再结晶过程是核心在形变不均匀区形成，长大而吃掉形变晶粒；

特点是大角晶界迁移。晶粒长大是在界面能的驱动下，因局部线张力的不平衡或弯曲界面产生压力导致晶界迁移。一般是少于(多于)六边形的晶粒缩小(长大)。回复时性能变化缓慢，再结晶时性能变化剧烈，晶粒长大时性能变化又缓慢。强度、硬度、电阻率下降，塑性、密度、晶粒尺寸增大。

可分为三方面的作用：粒子尺寸小、含量高时阻碍再结晶，主要靠钉扎晶界。粒子尺寸大时，促进再结晶，主要靠粒子促进形核，即硬粒子周围的高应变区加速再结晶。粒子含量很低且尺寸较小时，影响不大；含量稍多时，主要靠提高形变储存能的方式促进再结晶。

五、(写出不变反应给 4 分。画出每个恒温截面给 2 分。)



六、

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial^2 X}$$

左边为浓度随时间的变化率；右边为浓度对位置坐标的二阶导数，D 为扩散系数。

或 $\frac{\partial C}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial X}$ ；表示物质守恒关系，即浓度的变化率等于流量的散度（单位时间单位体积内的物质变化量）；5 分

三个解：误差函数解、正弦函数解、高斯解。3 分

例如误差函数解，基本形式为： $C = A + B \operatorname{erf}\left(\frac{X}{2\sqrt{Dt}}\right)$ ；可解决渗碳脱碳、氧化过程等问题；其特

点是中间某处的浓度不随时间变化。2 分

七、

(动态再结晶知识点参考上交版《材料科学基础》P213-216)

(1) 出现单峰或多峰的简单解释是：

在高应变速率或低的形变温度下，再结晶的速度慢，当第一轮再结晶未完成时就开始第二轮再结晶(2 分)，所以，在应力-应变曲线出现第一个峰后，材料始终保持部分再结晶状

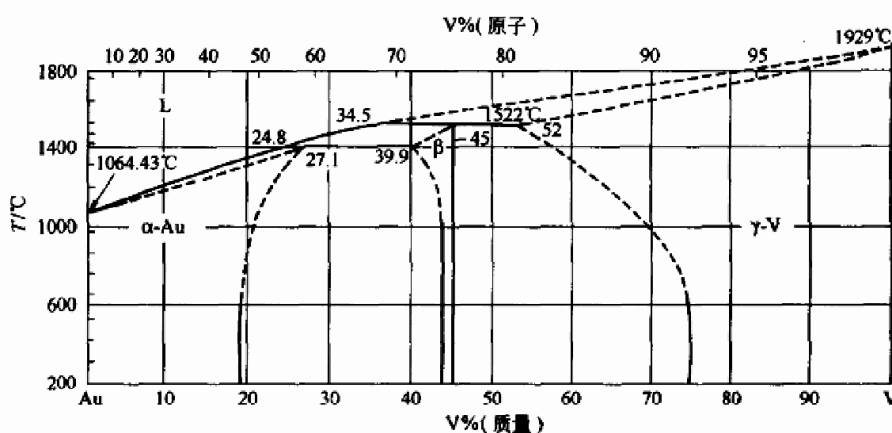
态，应力-应变曲线就平滑化了；

在低应变速率或高形变温度下，往往在第一轮再结晶完成后才开始第二轮再结晶(2分)，这些过程重复，应力-应变曲线就出现多峰摆动的形状。

(2) 主要差异在于再结晶时新晶粒受力的情况不同。动态再结晶的新晶粒一直受力的作用，新晶粒在未充分生长时受力的作用晶粒内位错又不断增多，晶粒取向主要是形变织构的取向；而静态再结晶新晶粒内缺陷很少，在形状上常是等轴晶，与长条状形变晶粒有大的差异，且取向通常与形变晶粒不同。(2分)

(3) 高层错能的材料比低层错能材料更易动态回复，位错的交滑移或者攀移更容易进行，甚至将能量释放的不足以再结晶(2分)。对于低层错能或中等层错能材料（如 Cu、Ni、 γ -Fe、不锈钢等），由于它们的扩展位错宽度很宽，难以通过交滑移和刃型位错的攀移来进行动态回复，回复过程不如高层错能材料容易，动态回复往往难以同步抵消形变时位错的增殖积累，当位错积累到一定程度后就会促发再结晶形核，因此发生动态再结晶的倾向性大(2分)。

八、



九、

答：低碳钢在冲压成型时会因屈服延伸区所产生的不均匀变形(吕德斯带)而使工件表面粗糙不平(1分)。

产生这一屈服现象的原因主要是由于间隙型碳原子在体心立方金属 α -Fe 中与位错具有很强的交互作用，形成柯氏气团，位错被牢固地钉扎住，在一般压力下不能脱钉，从而形成上下屈服现象(1分)。当去载后立即重新加载延伸时，由于位错已经脱出气团的钉扎，故不出现屈服现象。

基于此原因，生产中通常将薄板在冲压之前先经一道微量的冷轧(通常为 1%~2%压下量)，使屈服点消除，随后进行冲压加工，就可保证工件表面的平滑光洁(2 分)。

北京科技大学

2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (2)

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题 (8 分/题，共 40 分)

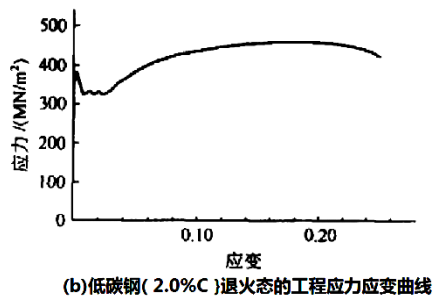
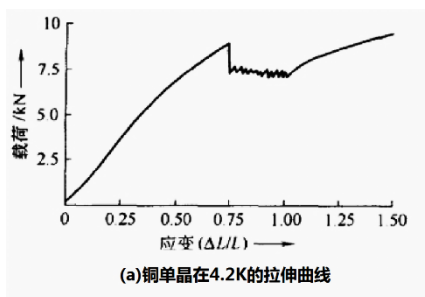
- 1、指出极图和标准投影图的区别是什么？示意画出铝的立方织构的(111)极图。
- 2、什么是过冷度？为什么金属结晶一定有过冷度？
- 3、分别画出锌和金刚石的晶胞，并指出其点阵和结构的差别。
- 4、当刃型位错周围的晶体中含有(a)超平衡的空位、(b)超平衡的间隙原子、(c)低于平衡浓度的空位、(d)低于平衡浓度的间隙原子等四种情形时，该位错将怎样攀移？
- 5、在简单立方晶体的(100)面上有一个 $b = a[001]$ 的螺位错。如果它(a)被(001)面上 $b = a[010]$ 的刃位错交割，(b)被(001)面上 $b = a[001]$ 的螺位错交割，试问在这两种情形下每个位错上会

形成割阶还是弯折？

6、不全位错。

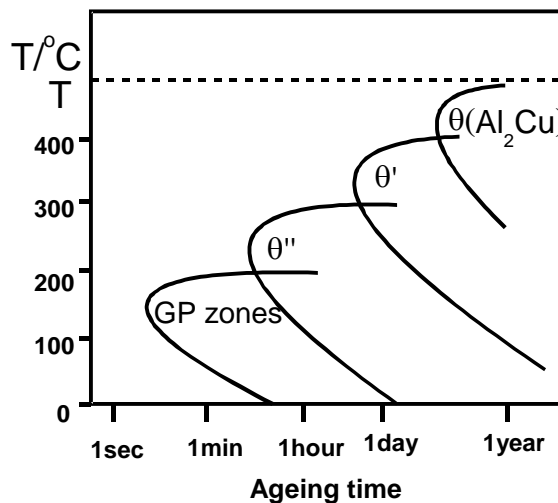
二、什么是临界分切应力定律？在面心立方晶体中的位错，柏氏矢量 $b = a/2[\bar{1}10]$ ，位错线 $t = a/\sqrt{6}[\bar{1}\bar{1}12]$ ，临界分切应力 $\tau = 0.5\text{MPa}$ 。(1)确定这个位错的滑移面；(2)分别计算在 $[010]$ 方向和 $[001]$ 方向施加多大的正应力才能使这个位错滑动。(本题 10 分)

三、试分析下面两条拉伸曲线中锯齿形平台的产生原因。(15 分)

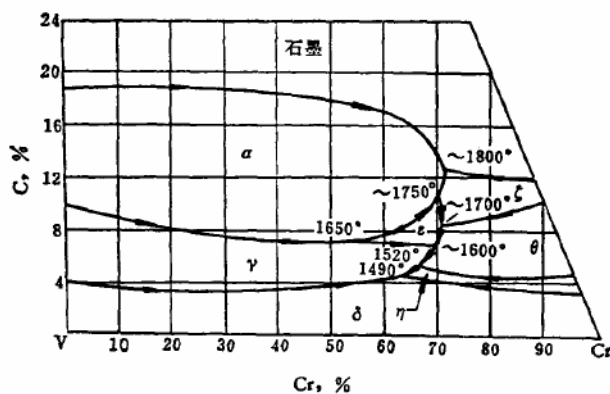


四、用成分-自由能曲线表述二元过饱和固溶体脱溶驱动力和形核驱动力。说明脱溶可能的贯序，解释产生这些贯序可能的原因。下图为铝铜合金不同过渡相的转变曲线图，回答以

下问题：①合金经固溶处理后，在室温放置多少时间才开始出现 G.P.区？②在什么温度 G.P.区出现最快？需要多少时间？③G.P.区能出现的最高温度是多少？④ θ'' 相出现的最高温度是多少？⑤在 130°C 时效 3 小时后，哪个相是相应的主要相？(本题 20 分)



五、图给出 V-Cr-C 三元系的液相面投影图。列出所有的四相反应的反应式。



六、聚合物凝聚态结构有晶态结构和非晶态结构。（“材料人网”第十八期材料专业课知识竞赛）

1、比较下列每一对聚合物，哪一个是更好的玻璃形成体？

(1) 全同立构- $[-\text{C}_2\text{H}_3(\text{CH}_3)-]_n$ 或 间同立构- $[-\text{C}_2\text{H}_3\text{F}-]_n$

(2) 无规立构- $[-\text{C}_2\text{H}_3(\text{CH}_3)-]_n$ 或 全同立构- $[-\text{C}_2\text{H}_3\text{Cl}-]_n$

2、根据结构判断聚乙烯、聚氯乙烯以及聚苯乙烯玻璃转变温度的高低。

七、简述一次再结晶与二次再结晶的驱动力，并如何区分冷、热加工？动态再结晶与静态再结晶后的组织结构的主要区别是什么？

八、一块厚度为 d 的薄板，在 T_1 温度下两侧的浓度分别为 $w_1, w_0 (w_1 > w_0)$ ，当扩散达到平稳态后，给出①扩散系数为常数，②扩散系数随浓度增加而增加，③扩散系数随浓度增加而减小等三种情况下浓度分布示意图。并求出①种情况板中部的浓度。

九、示意画出单晶的应力-应变 (τ - γ) 曲线，并表出各阶段。铝（层错能约为 200 mJ/m^2 ）和不锈钢（层错能约为 10 mJ/m^2 ）哪一种材料形变第 III 阶段开始得更早？这两种材料滑移特征有什么区别？

十、实际应用题。

某工厂用一冷拉钢丝绳将一大型钢件吊入热处理炉内，由于一时疏忽，未将钢丝绳取出，而是随同工件一起加热至 860°C 。保温时间到了，打开炉门，用该钢丝绳吊出工件时，钢丝

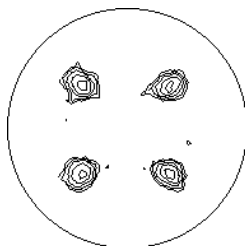
绳发生断裂，试分析原因。

参考答案

一、

1、极图是晶体中各晶粒的某类 $\{hkl\}$ 面相对于外界坐标系(轧向-侧向-法向)分布的、以极射赤面投影表示的方法，极图上只有 $\{hkl\}$ 面的极点分布会出现。而标准投影图是以某一 (hkl) 面为赤道面或投影面的极射赤面投影图，中心点是 (hkl) 面，所有其它低指数晶面的投影点都会出现，不需表示外界坐标系。

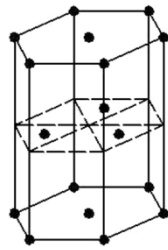
铝的立方织构的 (111) 极图：



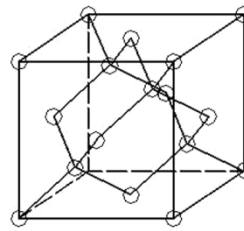
2、过冷度：理论结晶温度与实际结晶温度的差称为过冷度。

液态金属结晶的过程是形核与晶核的长大过程。从热力学的角度上看，没有过冷度结晶就没有趋动力。根据 $R_k \propto 1/\Delta T$ 可知当过冷度 ΔT 为零时临界晶核半径 R_k 为无穷大，临界形核功 ($\Delta G \propto 1/\Delta T^2$) 也为无穷大。临界晶核半径 R_k 与临界形核功为无穷大时，无法形核，所以液态金属不能结晶。晶体的长大也需要过冷度，所以液态金属结晶需要过冷度。

3、点阵和结构不一定相同，因为点阵中的结点可以代表多个原子，而结构中的点只能代表一个原子。锌的点阵是六方点阵，但在非结点位置也存在原子，属于 HCP 结构；金刚石的点阵是 FCC 点阵，但在四个四面体间隙中也存在碳原子，属于金刚石结构。



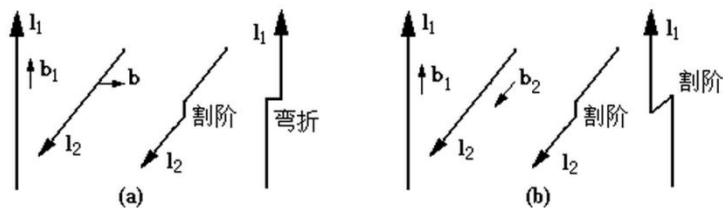
锌的结构



金刚石的结构

4、(a) 正攀移；(b) 负攀移；(c) 负攀移；(d) 正攀移。

5、



6、不全位错：位错的柏氏矢量不等于晶体点阵矢量整倍数的位错称为不全位错，其位错线是堆垛层错区与晶体完整区间的分界线。

二、

使晶体发生滑移所需的，作用在滑移面滑移方向上的分切应力是一个定值，而不随外力作用方向而变的规律称临界分切应力定律；

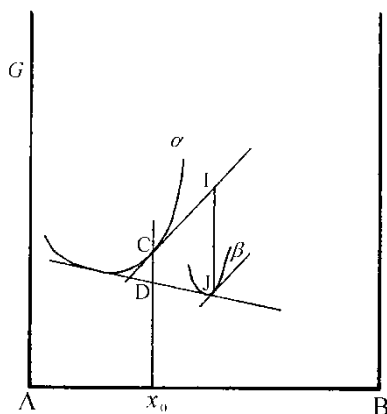
滑移面由该刃位错的柏氏矢量与位错线矢量叉乘得到，为(111)面；按 Schmid 定律 $t = \sigma \cos \varphi \cos \theta$ 。现求两个力轴对应的取向因子。滑移面法线与力轴的交角 $\cos \theta_1 = 1/\sqrt{3}$ ， $\cos \theta_2 = 1/\sqrt{3}$ 。滑移方向与力轴的交角 $\cos \varphi_1 = -1/\sqrt{2}$ ， $\cos \varphi_2 = 0$ 。所以，[010]方向所需正应力为 $t = \sigma \cos \varphi_1 \cos \theta_1$ ，即 $-0.5 \times \sqrt{6} = -1.225 \text{ MPa}$ 。[001]方向所需应力为无限大。

三、

铜单晶出现锯齿形平台是由于铜晶体孪生变形造成的，因为形变孪生的过程可分为形核和扩展两个阶段，晶体变形时先是以极快的速度爆发出薄片孪晶(常称之为形核)，然后孪晶界面扩展开来使孪晶增宽，在一般情况下，孪晶形核所需的应力远高于扩展所需的应力，故当孪晶出现时就伴随以载荷突然下降的现象，在形变过程中孪晶不断形成，就导致锯齿形拉伸曲线。

低碳钢出现锯齿形平台是由于低碳钢中的碳是间隙型原子，它与铁素体中的位错交互作用而形成溶质原子气团，即所谓的 Cottrell 气团，该气团的形成使体系处于低能量的稳定状态，因而它对位错有钉扎作用。尤其在体心立方晶体中，间隙溶质原子和位错的交互作用很强，位错被牢固地钉扎住。在一般应力下位错不能脱钉，故必须在更大的应力作用下才能产生新的位错或使位错脱出气团的钉扎而移动，这就形成上屈服点，而一旦挣脱后，位错的运动所需的应力没有开始的那么大，因此出现下屈服点和水平台阶。

四、如下图，CD 为脱溶总驱动力，IJ 为形核驱动力。



脱溶时因界面能与应变能的强烈阻力影响，使得不一定化学驱动力最大的平衡相最先析出，亚稳结构的过渡相通过特殊形状、特定的取向关系和共格界面而减小阻力，因而可能出现脱溶贯序。

25°C 下约 10 分钟；

150°C 下最快，约 10 秒；

约 200°C；

约 300°C；

"相是主要相。

五、

根据液相线温度的走向，可以从投影图判别各四相反应的类型。

~1800°C $L \rightarrow \alpha + \zeta + \text{石墨}$

~1750°C $L + \alpha \rightarrow \varepsilon + \zeta$

~1700°C $L + \zeta \rightarrow \varepsilon + \theta$

1650°C $L + \alpha \rightarrow \varepsilon + \gamma$

1600°C $L + \varepsilon \rightarrow \gamma + \theta$

1520°C $L + \theta \rightarrow \gamma + \eta$

1490°C $L \rightarrow \gamma + \delta + \eta$

六、

(1)

a、两种聚合物的构型都是对称的，都可以形成半晶态结构，在 $[-C_2H_3(CH_3)-]_n$ 中，侧基 CH_3 团尺寸和体积比较大，对结晶的阻力比较大。但在 $[-C_2H_3F-]_n$ 中极性 F 侧基尺寸和体积比较小，并且极性侧基形成二次键有利于形成晶体。所以全同立构 $[-C_2H_3(CH_3)-]_n$ 是较好的玻璃形成体，而间同立构 $[-C_2H_3F-]_n$ 更容易形成晶态区域。

b、无规立构 $[-C_2H_3(CH_3)-]_n$ 具有无规排列的侧基，并且 CH_3 侧基比较庞大；但是，全同立构 $[-C_2H_3Cl-]_n$ 具有规则的结构，没有庞大的侧基，并且与 Cl 原子相联系的较强二次键。所以，可以预计无规立构 $[-C_2H_3(CH_3)-]_n$ 是较好的玻璃形成体，而全同立构 $[-C_2H_3Cl-]_n$ 更易于形成晶态区域。

(2)

这三种聚合物的主干骨架都是相同的，它们的主要差别在于它们之间的侧基的尺寸大小和极性。聚苯乙烯 (PS) 中的 C_6H_5 -侧基比聚氯乙烯 (PVC) 中的 Cl 或者聚乙烯 (PE) 中的 H 大得多，所以 PS 的 T_g 最高。另外，虽然 PVC 中的 Cl 比 PE 中的 H 大，但是 Cl 有极强的极性本质，反而使 PVC 的 T_g 高于 PE。

事实上，PE 的 $T_g = -140^\circ\text{C}$ ，PVC 的 $T_g = 50^\circ\text{C}$ ，而 PS 的 $T_g = 100^\circ\text{C}$ 。

七、

一次再结晶的驱动力是基体的弹性畸变能，而二次再结晶的驱动力是来自界面能的降低。再结晶温度是区分冷、热加工的分界线。动态再结晶后的组织结构虽然也是等轴晶粒，但晶界呈锯齿状，晶粒内还包含着被位错缠结所分割的亚晶粒，这与静态再结晶后所产生的位错密度很低的晶粒不同，故同样晶粒大小的动态再结晶组织的强度和硬度要比静态再结晶的高。动态再结晶后的晶粒大小与流变应力成正比。此外，应变速率越低，形变温度越高，则动态再结晶后的晶粒越大，而且越完整。

八、

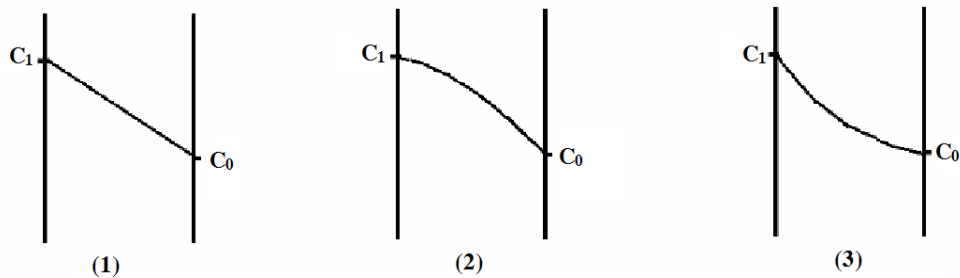
解：一维扩散的平稳态有 $D \frac{dC}{dx} = \text{常数}$

① 扩散系数为常数时， $\frac{dC}{dx}$ 也应为常数，故浓度分布是直线。

其浓度分布曲线是直线。其中部的浓度为 $C = \frac{w_1 - w_0}{2}$

② 扩散系数随浓度增加而增加时， $\frac{dC}{dx}$ 应随浓度增加而减小，浓度分布曲线是上凸的曲线。

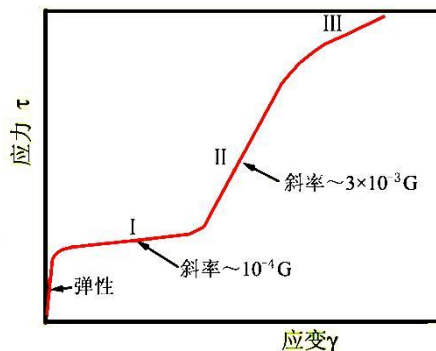
③ 扩散系数随浓度增加而减小时， $\frac{dC}{dx}$ 应随浓度增加而增加，浓度分布曲线是下凹的曲线。



九、

下图是单晶的应力-应变(τ - γ)曲线的示意图。

第 III 阶段是动态回复阶段，主要的机制是在塞积群中的螺位错交滑移，使得塞积群前的应力集中得以松弛，从而使硬化率下降。所以越容易交滑移的材料第 III 阶段开始越早。铝的层错能很高，位错一般不能扩展，所以其螺位错容易交滑移；而不锈钢的层错能很低，位错通常都会扩展，所以螺位错不容易交滑移。所以铝在受力时更早进入第 III 阶段。



10、

答：冷拉钢丝绳是由大变形量的冷拔钢丝绞合而成。加工过程的冷加工硬化使钢丝的强度、硬度大大提高，从而能承载很大的工件。但是当将其加热至 860°C 时，其温度已远远超过钢丝绳的再结晶温度，以至产生回复再结晶现象，加工硬化效果完全消失，强度、硬度大大降低。再把它用来起重时，一旦负载超过其承载能力，必然导致钢丝绳断裂事故。

北京科技大学

2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (3)

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题 (8 分/题，共 40 分)

1、改善塑性和韧性的机理

2、解释下列术语：合金、组元、相、固溶体、金属间化合物、超结构、负电性和电子浓度。

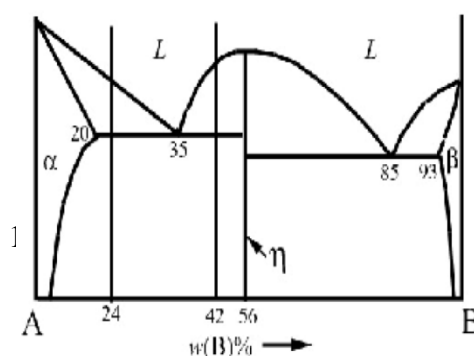
3、弗伦克尔缺陷与肖特基缺陷

4、堆垛层错。

5、带状组织

二、(本题 15 分) 下图是 A-B 二元相图(A 和 B 均为金

(1)画出 $w(B)=24\%$ 和 $w(B)=42\%$ 的合金缓慢



均为金

冷却的

组织示意图，并计算组织相对量和相的相对量。

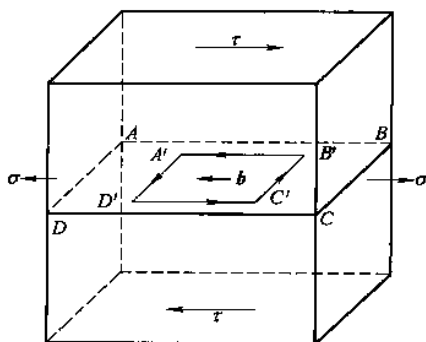
(2)若 $w(B)=24\%$ 合金从一端定向冷却，设固相完全不扩散，液相完全搅拌均匀，计算组织相对量，并画出沿棒长的组织分布和浓度分布。

(3)比较(1)和(2)的计算结果，为什么有此差别？

附公式：
$$C_s = k_0 C_0 \left(1 - \frac{z}{l}\right)^{(k_0-1)}$$

三、已知位错环 $A'B'C'D'$ 的伯氏矢量为 b ，外应力为 τ 和 σ ，如图中所示。试求：“材料人网”第十三期材料专业课知识竞赛)

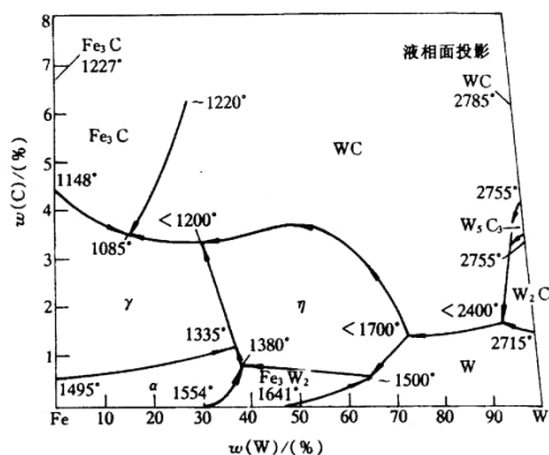
1. 位错环的各边分别是什么性质的位错？
2. 在足够大的切应力 τ 的作用下，位错环如何运动？晶体如何变形？
3. 在足够大的正应力 σ 的作用下，位错环如何运动？晶体如何变形？



四、试从扩散介质的结构、性质、晶粒尺寸、扩散浓度、杂质等方面分析影响扩散的因素。

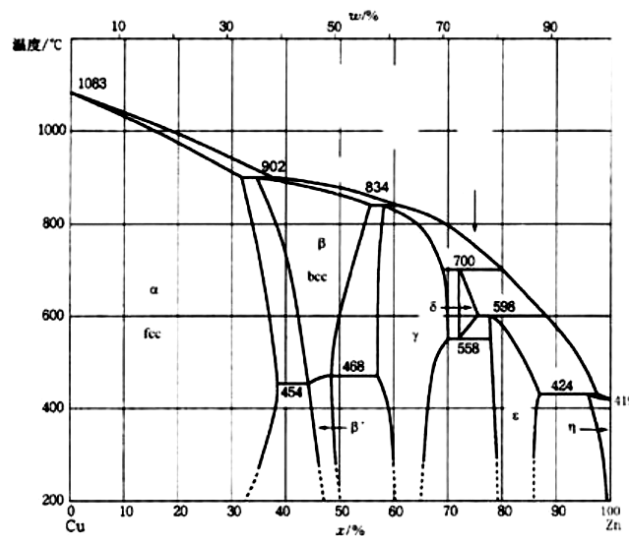
五、已知铜的临界切分应力为 1Mpa，问要使(111)面上产生[101]方向的滑移，应在[001]方向上施加多大的力？

六、根据所示 Fe-W-C 三元系的低碳部分的液相面的投影图，试标出所有四相反应。



七、请根据 Cu-Zn 相图回答下列问题 (25 分)

- (1) 若在 500°C 下将一纯铜试样长期置于锌液中请绘出扩散后从铜棒表面至内部沿深度方向的相分布和对应的浓度分布曲线。
- (2) 请分析 902°C、834°C、700°C、598°C、558°C 的相变反应类型并写出反应式。



八、画出立方系(100)[001]轧制组织的(100)极图的示意图。

九、实际应用题。

950℃渗碳，表面碳浓度达到 0.9%，缓慢冷却后，重新加热到 800℃，继续渗碳，试分别画出在 800℃长时间渗碳后(碳气氛为 1.5 %)和经渗碳后缓慢冷却至室温这两种情况下试件表面至心部的组织分布，并解释形成的原因。

参考答案

一、

1、晶粒越细小，晶粒内部和晶界附近的应变差越小，变形越均匀，因应力集中引起的开裂的机会也越小。晶粒越细小，应力集中越小，不易产生裂纹；晶界越多，易使裂纹扩展方向发生变化，裂纹不易传播，所以韧性就好。

提高或改善金属材料韧性的途径：①尽量减少钢中第二相的数量；②提高基体组织的塑性；③提高组织的均匀性；④加入 Ni 及细化晶粒的元素；⑤防止杂质在晶界偏聚及第二相沿晶界析出。

2、合金：两种或两种以上的金属或金属与非金属经熔炼、烧结或其它方法组合而成，并具有金属特性的物质。

组元：组成合金的基本的、独立的物质。

相：合金中具有同一聚集状态、同一晶体结构和性质并以界面相互隔开的均匀组成部分。

固溶体：以某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入其它组元原子（溶质原子）所形成的均匀混合的固态溶体，它保持着溶剂的晶体结构类型；金属间化合物：金属与金属或与类金属元素之间形成的化合物

超结构：对某些成分接近于一定原子比的无序固溶体中，当它从高温缓冷到某一临界温度以下时，溶质原子会从统计随机分布状态过渡到占有一定位置的规则排列状态，即发生有序化过程，形成有序固溶体。长程有序的固溶体在其 X 射线衍射图上会产生外加的衍射线，这称为超结构。所以有序固溶体通常称为超结构或超点阵。

负电性：元素的原子在化合物中吸引电子的能力 电子浓度：合金中价电子数目与原子数目的比值，即 e/a 。

3、当晶体热振动时，一些能量足够大的原子离开平衡位置而挤到晶格点的间隙中，形成间隙原子，而原来位置上形成空位，这种缺陷称为弗伦克尔缺陷。

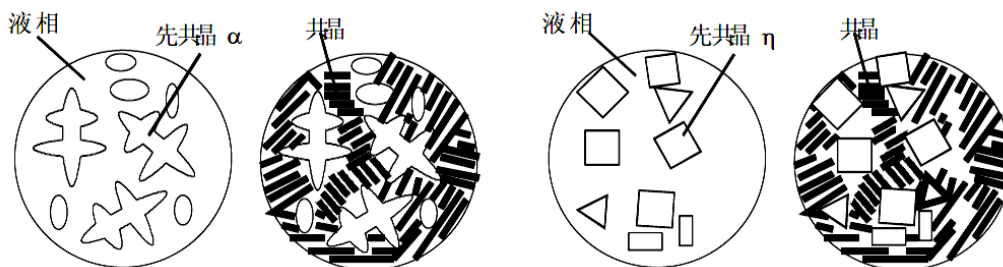
如果正常格点上原子，热起伏后获得能量离开平衡位置，跃迁到晶体的表面，在原正常格点上留下空位，这种缺陷称为肖特基缺陷。

4、堆垛层错：实际晶体结构中，原子面的正常堆垛顺序经常由于某种原因出现错误排列，这种原子错排区称为堆垛层错，简称层错。层错为面缺陷，其厚度一般具有 1~2 个原子间距，主要分为滑移型、抽出型和插入型三种层错。

5、带状组织：带状组织一般指亚共析钢在热轧之后出现的铁素体和珠光体沿变形方向分布的带状或层状的不正常组织，有些合金热轧后也会出现这种组织。带状组织的形成与杂质元素在枝晶间偏析或者合金在两相区进行热轧有关。

二、

(1) 两合金凝固过程示意图如下，左为 24%B 合金，右为 42%B 合金



24%合金的组织相对量： $A_{\text{共晶}} = (24-20)/(35-20) = 26.7\%$ ； $A_{\alpha} = 73.3\%$ 。

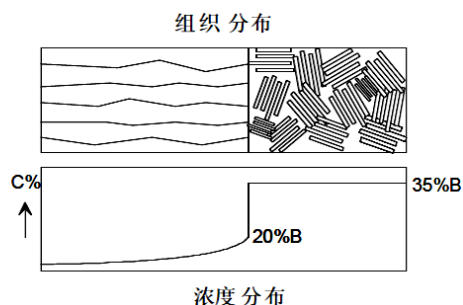
相的相对量： $A_{\alpha} = (56-24)/(56-20) = 88.9\%$ ； $A_{\eta} = 11.1\%$ 。

42%合金的组织相对量： $A_{\eta} = (42-35)/(56-35) = 33.3\%$ ； $A_{\text{共晶}} = 66.7\%$ 。

相的相对量： $A_{\alpha} = (56-42)/(56-20) = 38.9\%$ ； $A_{\eta} = 61.1\%$ 。

(2) $k_0 = \frac{20}{35} = 0.57$ ； $C_s = k_0 C_0 f_1^{k_0-1}$ ；

所以，开始共晶时液相相对量： $f_1 = \left(\frac{C_s}{k_0 C_0}\right)^{\frac{1}{k_0-1}} = \left(\frac{20}{0.57 \times 24}\right)^{\frac{1}{0.57-1}} = 41.5\%$



(3) 非平衡凝固时，共晶组织量增多。其增量为 $41.5\% - 26.7\% = 14.8\%$

三、

1. 由位错线和 b 之间的关系，可以判断：A' B' 是右螺型位错，C' D' 是左螺型位错，B' C' 是正刃型位错，D' A' 是负刃型位错(判断螺型或刃型即可)。

2. 在 τ 的作用下，位错环下部分晶体将沿 b 的方向运动，上部分晶体则反向运动。这样将导致位错环的各边向环的外侧运动，从而导致位错环的扩大。当位错环滑动出晶体后，晶体的上下部分将会沿 b 的方向产生一个 $|b|$ 大小的台阶。

3. 在 σ 的作用下，位错环中最终 $B'C'$ 沿垂直滑移面向下运动， $D'A'$ 沿垂直滑移面向上运动，位错的半原子面将扩大，而 $A'B'$ 和 $C'D'$ 两条螺型位错不会产生攀移，故不动。当位错环滑动出晶体后，晶体的形状不变，但沿 b 方向的厚度增加。

四、

扩散介质的结构：扩散介质结构越紧密，扩散活化能越大，扩散越困难。

性质：一般说来，扩散相与扩散介质性质差异越大，扩散系数也越大；

晶粒尺寸：晶粒尺寸小，晶界多，扩散系数明显增加；

扩散浓度：若增加浓度能使原子的 Q 减小，而 D_0 增加，则 D 增大。但是，通常的情况是 Q 减小， D_0 也减小； Q 增加， D_0 也增加。这种对扩散系数的影响呈相反作用的结果，使浓度对扩散系数的影响并不是很剧烈，实际上浓度变化引起的扩散系数的变化程度一般不超过 2~6 倍。

温度：温度升高，晶体热缺陷浓度升高，质点的扩散速率提高，可以激活更多的质点扩散迁移；

杂质：一般而言，高价阳离子的引入可造成晶格中出现阳离子空位和造成晶格畸变，从而使阳离子扩散系数增大。且当杂质含量增加，非本征扩散与本征扩散温度转折点升高，反之，若杂质原子与结构中部分空位发生缔合，往往会使结构中总空位增加而有利于扩散。

五、对立方晶系，两晶向 $[h_1k_1l_1]$ 和 $[h_2k_2l_2]$ 夹角公式为：

$$\cos\varphi = \frac{h_1h_2 + k_1k_2 + l_1l_2}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2} \sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}$$

故滑移面的法线 $[111]$ 与拉力轴方向 $[001]$ 的夹角为

$$\cos\varphi = \frac{-1 \times 0 + 1 \times 0 + 1 \times 1}{\sqrt{(-1)^2 + 1^2 + 1^2} \sqrt{0^2 + 0^2 + 1^2}} = \frac{1}{\sqrt{3}}$$

同理，滑移方向 $[101]$ 与拉力轴方向 $[001]$ 的夹角为：

$$\cos\lambda = \frac{1}{\sqrt{2}}$$

由分切应力公式得：

$$\sigma = \frac{\tau_c}{\cos\varphi \cos\lambda} = 2.45 \text{ MPa}$$

六、四相反应如下：

2755~2400℃时： $L+W5C3 \rightarrow WC+W2C$ ，其液相成分变温线的温度走向如图所示：

~2400℃时： $L + W_2C \rightarrow WC + W$,

~1700℃时： $L + WC + W \rightarrow M_6C$

~1500℃时： $L + W \rightarrow M_6C + Fe_3W_2$

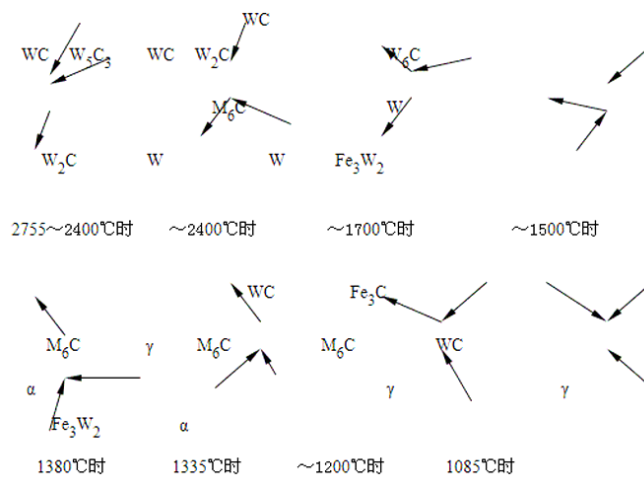
1380℃时： $L + Fe_3W_2 \rightarrow M_6C + \alpha$

1335℃时： $L + \alpha \rightarrow \gamma + M_6C$

~1200℃时： $L + M_6C \rightarrow WC + \gamma$

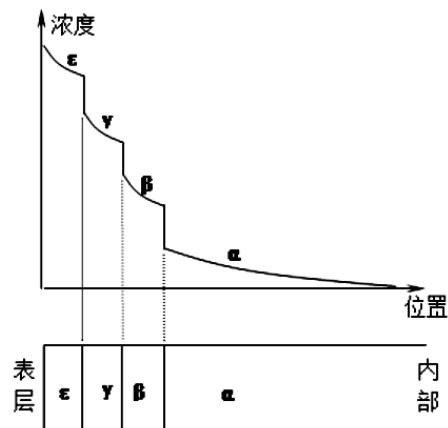
1085℃时： $L \rightarrow \gamma + Fe_3C + WC$

其液相成分变温线的温度走向如图所示：



七、

1、



2、

902℃ 包晶—— $L + \alpha \rightarrow \beta$

834℃ 包晶—— $L + \beta \rightarrow \gamma$

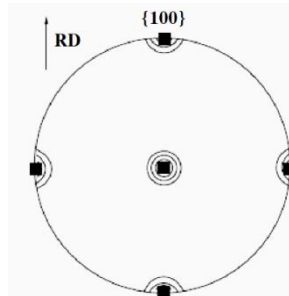
700℃ 包晶—— $L + \gamma \rightarrow \delta$

598℃ 包晶—— $L + \delta \rightarrow \epsilon$

558℃ 共析—— $\delta \rightarrow \gamma + \epsilon$

八、

解：极图是表示被测材料中各个晶粒的某一选定晶面 $\{hkl\}$ 的取向分布的图形。对于轧制织构的 $\{hkl\}$ 极图，以轧向 RD、横向 TD 和轧面法线 ND 作坐标架，以轧面作为投影面，作出各晶粒某晶面 $\{hkl\}$ 极点在球面上极密度分布的投影。立方系 $(100)[001]$ 轧制织构在 (100) 极图表现为晶粒的 $\{100\}$ 面极点密集于 (100) 极图上的 $\{100\}$ 极点上，如右示意图所示。



九、

在 800°C 长时间渗碳后组织分布：

表面	中间	心部
渗碳体	奥氏体	铁素体

1.5% 的渗碳气氛大大超过 900°C 奥氏体最大碳溶解度 (0.9%)，因此在工件表面形成渗碳体 (1 分)。经渗碳后缓慢冷却至室温组织分布：

表面	中间	心部
渗碳体	珠光体+二次渗碳体	珠光体+铁素体
		铁素体

北京科技大学

2014 年硕士学位研究生入学考试模拟试题 (4)

试题编号： 814 试题名称： 材料科学基础

适用专业： 材料科学与工程材料工程(专业学位)

说明：所有答案必须写在答题纸上，做在试题或草稿纸上无效。

一、简答题 (8 分/题，共 40 分)

1、什么是柯肯达尔效应？如何解释柯肯达尔效应？

2、完成下表：三种典型金属结构的晶体学特点

结构特征		晶体结构类型		
		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 R				
晶胞内原子数				
配位数				
致密度				
间隙	四面体间隙	数量		
		大小		
	八面体间隙	数量		
		大小		

3、解释再结晶组织的含义，并分别阐述再结晶组织的形成机制有哪些理论？

4、伪共晶

5、扩展位错

二、“材料人网”第十六期材料专业课知识竞赛

1、 Ni、 Pb、 Sn 等元素与溶剂 Cu 组成固溶体，估计各固溶体固溶度的大小顺序。

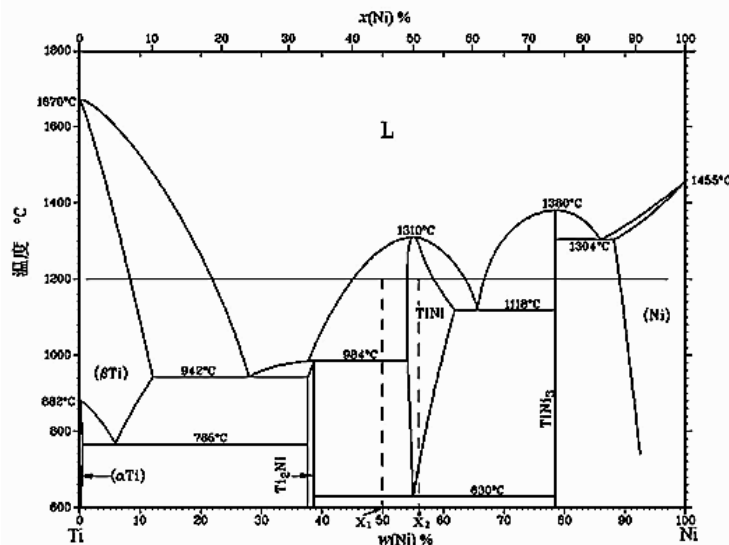
2、 哪些元素有可能与 Cu 形成连续固溶体？

已知各元素的点阵类型、原子半径、电负性等数据

元素	Cu	Ni	Pb	Sn
原子序数	29	28	82	50
原子半径/nm	0.128	0.144	0.175	0.158
晶体结构	面心立方	面心立方	面心立方	体心立方
电负性	1.9	1.88	2.33	1.96

三、单晶体受拉伸形变，拉伸轴是 $[001]$ ，求对 $b = a [\bar{1}01]/2$ 及 t 平行于 $[1\bar{2}1]$ 的位错滑移和攀移方向所受的力。已知 $a = 0.36\text{nm}$ 。

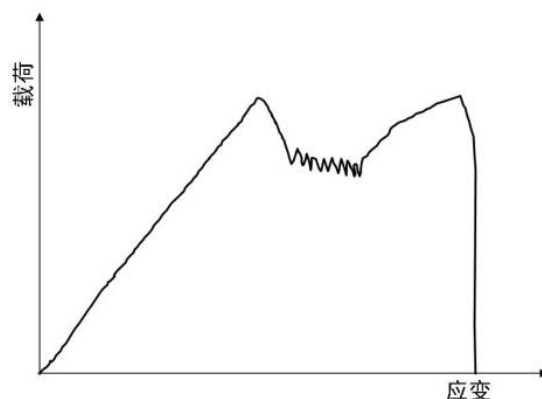
四、根据 Ni-Ti 相图，①指出相图中同素异形转变的反应式及转变温度；②指出相图中同分熔化及异分熔化的化合物；③写出相图中零变量(三相平衡)反应类型、反应式和反应温度；④给出成分为 x_1 和 x_2 合金在 1200°C 时存在的平衡相、平衡相成分及其相对量；⑤示意画出在 1200°C 时从 $w(\text{Ni})=30\%\sim w(\text{Ni})=85\%$ 成分范围存在相的自由能-成分曲线，并在曲线上标出与相图各平衡相成分的对点。(15 分)



五、有人将工业纯铝在室温下进行大变形量轧制使其成为薄片试样，所测得的室温强度表明试样呈冷加工状态；然后将试样加热到 100℃，保温 12d，再冷却后测得的室温强度明显降低。试验者查得工业纯铝的 $T_{再}=150^{\circ}\text{C}$ ，所以他排除了发生再结晶的可能性。(总计 20RP)

- 1、他推测是否正确。(5RP)
- 2、请解释上述现象。(10RP)
- 3、说明如何证明你的设想。(5RP)

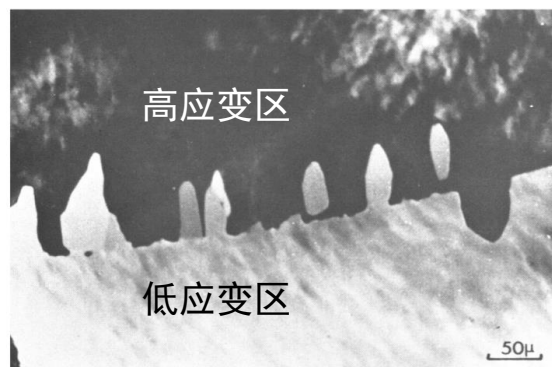
六、下图是铜单晶在 4.2K 测得的拉伸曲线，解释发生该现象的原因。哪些结构容易发生这种现象？



七、回复阶段的加热温度不同，冷变形金属的回复机制也不一样。请分别说明低温、中温、

高温回复的机制各是什么。

八、下图为经 40%压缩形变的铝在 328°C 退火 1h 后观察到的现象。请从形核机制考虑出现该现象的原因。

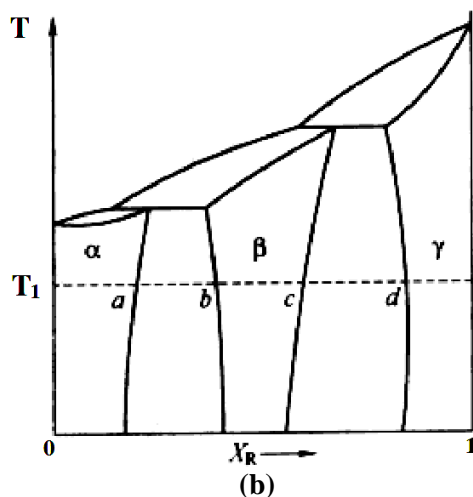


九、某二元系的相图如图 1 所示，如果用图中的 A、B 两组元组成一个扩散偶：

1、在扩散偶[如图(a)]中，发生置换扩散的扩散系数与发生间隙扩散的扩散系数有何不同？如果是间隙扩散，是否会发生柯肯达尔效应？为什么？



2、某二元系的相图如图(b)所示，若将 A、B 两组元组成的扩散偶在图中所示的 T1 温度加热相当长（但不是无限长)的时间，扩散偶中会出现怎样的组织分布，请用示意图表示。



3、扩散偶中会不会出现 $\alpha+\beta$ 或 $\beta+\gamma$ 两相区?为什么?

参考答案

一、

1、由置换互溶原子因相对扩散速度不同而引起标记移动的不均衡扩散现象称为柯肯达尔效应。



分析表明 Ni 向左侧扩散过来的原子数目大于 Cu 向右侧扩散过来的原子数目，且 Ni 的原子半径大于 Cu 的原子半径。过剩的 Ni 的原子使左侧的点阵膨胀，而右边原子减少的地方将发生点阵收缩，其结果必然导致界面向右侧漂移。

2、

结构特征	晶体结构类型		
	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 R	$\frac{\sqrt{2}}{4}a$	$\frac{\sqrt{3}}{4}a$	$\frac{a}{2} \left(\frac{1}{2} \sqrt{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} \right)$

晶胞内原子数			4	2	6
配位数			12	8	12
致密度			0.74	0.68	0.74
间隙	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	0.441R	0.154R<100> 0.633R<110>	0.441R

3、通常具有变形组织的金属经再结晶后的新晶粒若仍具有择优取向，称为再结晶组织。

关于再结晶组织的形成机制，有两种主要的理论：定向生长理论与定向形核理论。

定向生长理论认为：一次再结晶过程中形成了各种位向的晶核，但只有某些具有特殊位向的晶核才可能迅速向变形基体中长大，即形成了再结晶组织。当基体存在变形组织时，其中大多数晶粒取向是相近的，晶粒不易长大，而某些与变形组织呈特殊位向关系的再结晶晶核，其晶界则具有很高的迁移速度，故发生择优生长，并通过逐渐吞食其周围变形基体达到互相接触，形成与原变形组织取向不同的再结晶组织。

定向形核理论认为：当变形量较大的金属组织存在变形组织时。由于各亚晶的位向相近，而使再结晶形核具有择优取向，并经长大形成与原有组织相一致的再结晶组织。

4、伪共晶：在不平衡结晶条件下，非共晶成分的合金在冷却速度足够快时，将直接过冷到相图的共晶线以下的伪共晶区中，从而全部转变为共晶组织，这种共晶称为伪共晶。

5、扩展位错：扩展位错是一种位错组态，表现为一个全位错分解为两个不全位错，中间夹着一片堆垛层错。

二、

1、计算各元素与 Cu 的原子半径相对差 $\delta(\Delta r_{\text{质}}/r_{\text{剂}})$ 和电负性差

元素	Ni	Pb	Sn
δ	12.5%	36.7%	23%
电负性差	-0.02	0.43	0.06

比较上面的结果可以看出，Ni 对 Cu 的 $\delta=12.5\%<15\%$ ，其电负性与 Cu 的电负性相差很少，所以 Ni 在 Cu 中有很大的固溶度；Pb 对 Cu 的 $\delta=36\%$ ，远比 15% 大得多，并且电负

性与 Cu 的电负性相差 0.43，超出可能获得的较大溶解度的 0.4，尺寸因素和电负性因素都对获得大溶解度不利，所以它在 Cu 的溶解度会非常有限；虽然 Sn 对 Cu 的 $\delta=23\%>15\%$ ，但电负性与 Cu 的电负性相差不大，所以它在 Cu 中会有一定的溶解度。

2、Ni 和 Pb 的点阵类型和 Cu 一样。由上面讨论知 Pb 在 Cu 中的溶解度非常有限，所以它绝对不能与 Cu 形成连续固溶体。Ni 对 Cu 无论在尺寸因素或者电负性因素都非常有利，并且点阵类型也和 Cu 相同，所以它极有可能与 Cu 形成连续固溶体。

查看实际的相图发现 Cu 与 Ni 是完全连续互溶的，在 600℃ 下 Pb 在 Cu 中溶解度不超过 0.09%（原子分数）；Sn 在 Cu 中的最大溶解度（520~588℃）为 9.1%（原子分数）。这和上面的估计是符合的。

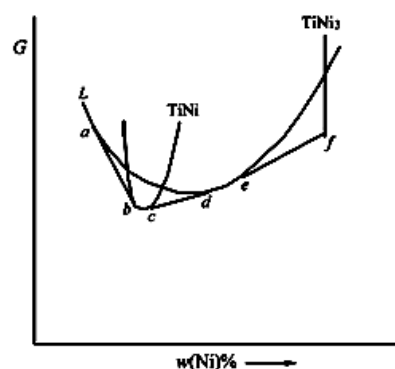
三、单位长度位错线在滑移面上所受的力 F 是外加应力场在滑移面滑移方向的分切应力 τ 与柏氏矢量 b 的乘积： $Fg=\tau b$ 。在单向拉伸（应力为 σ ）的情况， $\tau=\sigma\cos\lambda\cos\phi$ 。

因 $b = a [\bar{1}01]/2$ 及 t 平行于 $[1\bar{2}1]$ ，所以滑移面是 (111)，因此， λ 是 $[001]-[\bar{1}01]$ 的夹角， ϕ 是 $[001]-[111]$ 的夹角。

根据计算知 $\cos\lambda = \frac{1}{\sqrt{2}}$ ， $\cos\phi = \frac{1}{\sqrt{3}}$ ；故 $\tau = \frac{\sigma}{\sqrt{6}} = 0.408\sigma$ 。而 b 的模为 $\frac{\sqrt{2}}{2}a = 0.36 \times 10^{-9} \times \frac{\sqrt{2}}{2} = 2.55 \times 10^{-10} \text{m}$ 。最后得

$$F_g = \tau b = 0.408 \times 2.55 \times 10^{-10} \sigma \text{ N/m} = 1.04 \times 10^{-10} \sigma \text{ N/m}$$

四、（同素异形转变 $b\text{Ti}-a\text{Ti}$ 。给 3 分。同分物和异分熔化化合物给 2 分。每个合金成分（平衡成分和平衡相相对量）给 2 分。画出成分—线给 4 分。）



熔化化合
平衡相、平衡
自由能曲

五、

1、他推测的不正确。

特大变形量轧制后的工业纯铝加热到 100℃、保温 12d 后其室温强度明显下降的可能原因是由于工业纯铝已发生了再结晶过程。

2、试验者查得的 $T_{再}=150^\circ\text{C}$ ，是指在 1h 内完成再结晶的温度。而金属在大量冷变形后，即使在低于 $T_{再}$ 的退火温度，只要保温足够的时间，同样可以发生再结晶。所以，工业纯铝变形后在 100℃ 加热、保温 12d 完全有可能已完成再结晶。

3、可以通过观察薄片试样的金相组织，确认是否已完成再结晶。（此答案不唯一）

六、

1) 开始塑性变形阶段的光滑曲线是与滑移过程相对应的，但应力增高到一定程度后发生突然下降，然后又反复地上升和下降，出现锯齿形的变化，这就是孪生变形造成的。因为形核所需的应力远高于扩展所需的应力，故当孪晶出现时就伴随以载荷突然下降的现象，在变形过程中孪晶不断地形成，就导致了锯齿形的拉伸曲线。后阶段又呈光滑曲线，表明变形又转为滑移方式运行，这是由于孪生造成了晶体方位的改变，使得某些滑移系处于有利的位向，于是又开始了滑移变形。

2) 通常，对称性低、滑移系少的密排六方金属如 **Zn**、**Mg** 往往容易出现孪生变形；对具有体心立方晶体结构的金属，当变形温度低、形变速度快或由于其他原因的限制使滑移过程难以进行时也会通过孪生的方式进行塑性变形；面心立方由于对称性高，滑移系多而易于滑移，所以孪生很难发生，常见的是退火孪晶，只有在极低温度下滑移极为困难时，才会产生孪生。

七、

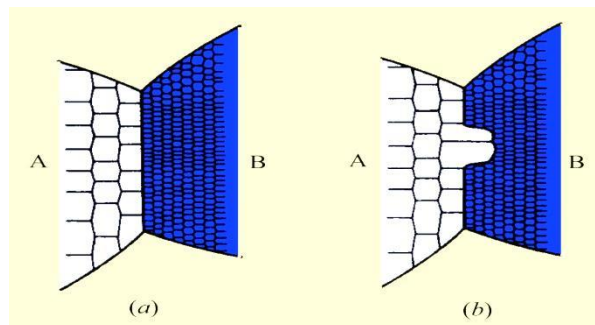
a) 低温回复：低温时，回复主要与点缺陷的迁移有关。冷变形时产生大量点缺陷——空位和间隙原子，点缺陷运动所需的热激活较低，因而可在较低温度就可进行。他们可迁移至晶界或表面、位错，或者空位与间隙原子重新结合，使点缺陷密度明显下降。

b) 中温回复：加热温度稍高时，会发生位错运动和重新分布。回复的机制主要与位错的滑移有关：同一滑移面上异号位错可以相互吸引而抵消；位错偶极子的两根位错线相消等等。

c) 高温回复：高温($\sim 0.3T_m$)时，刃型位错可获得足够能量产生攀移。攀移产生了两个重要后果：(1)使滑移面上不规则的位错重新分布，刃型位错垂直排列成墙，这种分布可显著降低位错的弹性畸变能，因此，可看到对应于此温度范围，有较大的应变能释放。(2)沿垂直于滑移面方向排列并具有一定取向差的位错墙（小角度亚晶界），以及由此所产生的亚晶，即多边化结构。

八、该形核机制为应变诱发晶界弓出形核机制。对于变形程度较小(一般小于 20%)的金属，其再结晶核心多以晶界弓出方式形成，即应变诱导晶界移动或称为凸出形核机制。

当变形度较小时，各晶粒之间将由于变形不均匀性而引起位错密度不同。如图所示，**A**、**B** 两相邻晶粒中，若 **B** 晶粒因变形度较大而具有较高的位错密度时。则经多边化后，其中所形成亚晶尺寸也相对较为细小。于是，为了降低系统的自由能，在一定温度条件下，晶界处 **A** 晶粒的某些亚晶将开始通过晶界弓出迁移而凸入 **B** 晶粒中，以吞食 **B** 晶粒中亚晶的方式开始形成无畸变的再结晶晶核。



九、

1. 答:置换扩散的扩散系数与间隙扩散的扩散系数不同,主要表现在:

(1)间隙扩散系数与空位浓度无关,而置换扩散系数与空位浓度有关,总体说来,间隙扩散系数远大于置换扩散系数。

(2)在间隙固溶体中,扩散是指间隙原子的扩散,其扩散系数与非 I 可隙原子扩散的扩散系数无关。但在置换固溶体中,不同组元(原子)间的扩散是相互影响的.因此用互扩散系数来表示置换固溶体中的扩散系数:

$$\tilde{D} = X_B D_A + X_A D_B$$

如果是间隙扩散则不会发生柯肯达尔效应,因为间隙扩散过程中只有间隙原子定向流动,而没有点阵原子的平面迁移。

2. 答:如下图所示。

α	β	γ
----------	---------	----------

3. 答:不会形成两相区。这时因为若存在两相区,那么在此区域内扩散组元在两相内的化学势必然相等,此时其化学势梯度为零,这样在两相区内没有扩散驱动力,就不会发生扩散,而事实上扩散过程是在不断进行的。