

奥氏体钢 设计与控制

程晓农 戴起勋 著



国防工业出版社

National Defense Industry Press

内 容 简 介

本书从工程应用角度比较系统地阐述了奥氏体钢计算设计的基本理论、基本方法等研究成果。主要内容包括:奥氏体钢研究开发的背景与研究进展,奥氏体钢的合金化,高温铁素体转变、中温沉淀析出及低温 ϵ 马氏体相变等组织稳定性,奥氏体钢层错能、相变结构参数与 ϵ 马氏体相变特性,奥氏体钢低温强度变化规律与形变特性,奥氏体钢低温韧性变化规律与断裂机理,奥氏体钢各种疲劳特性,奥氏体钢的腐蚀与磨损。根据成分、组织、性能和环境之间的有机关系,阐述了奥氏体钢计算设计总体思路、要素及框架,介绍了初步建立的奥氏体钢计算设计智能专家系统。

本书可供从事材料科学与工程科技工作者阅读,也可作为硕士研究生与博士研究生学习、科研用书。

图书在版编目(CIP)数据

奥氏体钢设计与控制/程晓农,戴起勋著. —北京:
国防工业出版社, 2005. 7
ISBN 7-118-03918-7

I. 奥... II. ①程... ②戴... III. 奥氏体钢
IV. TG142. 25

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2005)第 055087 号

国防工业出版社出版发行

(北京市海淀区紫竹院南路 23 号)

(邮政编码 100044)

新艺印刷厂印刷

新华书店经售

*

开本 787×1092 1/16 印张 15¼ 348 千字

2005 年 7 月第 1 版 2005 年 7 月北京第 1 次印刷

印数:1—3000 册 定价:28.00 元

(本书如有印装错误,我社负责调换)

国防书店:(010)68428422

发行邮购:(010)68414474

发行传真:(010)68411535

发行业务:(010)68472764

前 言

随着国防、能源、超导、交通等现代工业的快速发展,世界各国急需研究与开发适用于各种低温、无磁、高性能条件下的新型奥氏体钢结构材料。

由于各种低温技术的温度、应力等使用条件不同,对所需结构材料的性能要求也不同,因此需要开发各种系列用途的奥氏体结构钢。而传统的奥氏体不锈钢由于组织稳定性差和强度低等原因不能胜任。Fe-Mn-Cr 系奥氏体不锈钢取代传统的 Cr-Ni 系奥氏体不锈钢不仅可能,而且还具备了一些 Cr-Ni 系奥氏体钢所不具备的特性。很多高技术的实施都需要高性能、高可靠性的奥氏体钢结构材料,作为新型功能结构材料也有广阔的应用前景。另外,在石油化工、煤炭化工上应用的低温泵阀、低温容器和低温海洋设备等方面都需要开发新型的奥氏体钢结构材料。在许多地方还需要不锈钢,所以超级含氮奥氏体不锈钢也倍受关注。

在各方面的支持下,江苏大学程晓农教授和戴起勋教授课题组从 1988 年到 2003 年一直在从事低温奥氏体钢和奥氏体不锈钢的研究工作,共研究了 30 余种奥氏体钢。并注重奥氏体钢宏观计算设计系统的基础研究和开发工作,主要是解决材料的成分、组织、工艺、性能与环境之间有机关系的系列数理模型,同时也对奥氏体钢在低温和超低温下的低温金属学特性与理论进行了有益的研究与探讨。研究成果也逐步在国内外重要杂志上发表,有幸得到了国外专家的好评,“研究成果在低温奥氏体钢开发领域具有原创性贡献,并对工程应用及相关工作也有很好的指导意义”,这更增强了作者的信心。虽然钢是传统的材料,但现代高技术发展对传统材料提出了更高的要求,而材料计算设计领域的兴起和发展必然要面对实际的工程应用,也必然要涉及面广量大的传统材料。“没有材料科学系统理论,便没有真正意义上的材料科学设计”,“由于合金极为复杂,最好走理论与实验相结合的经验理论道路,单纯从第一原理出发可能难以解决问题”(谢佑卿. 金属材料系统科学. 武汉:中南工业大学出版社,1998)。对此,作者将不断努力。在书中,作者力图比较系统和深入地阐述低温奥氏体钢设计与开发及控制的系列问题。并且也希望能说明,在建立系列的数理模型基础上研究和开发工程应用层次上的材料计算设计系统,不仅是可能的而且是可行的。

本书主要是作者多年来研究成果的总结,为了内容的系统性和全面性,也汇集了国内外学者的最新研究成果。在此,对课题组成员和所有引用文献的作者表示诚挚的感谢。由于作者的能力有限,书中难免会有纰漏,敬请批评指正。

作 者

2005 年 3 月于江苏大学

目 录

第 1 章 奥氏体钢研究进展	1
1.1 奥氏体钢开发的背景	1
1.2 奥氏体钢成分与性能	3
1.3 奥氏体钢低温脆性断裂	7
1.4 含氮奥氏体钢的制造与应用	9
1.5 奥氏体钢计算设计与数值模拟研究.....	11
参考文献	14
第 2 章 奥氏体钢设计框架	17
2.1 材料计算设计.....	17
2.1.1 材料设计的范围、层次与方法	17
2.1.2 材料计算设计的主要途径.....	18
2.1.3 材料设计面临的任务与挑战.....	19
2.2 奥氏体钢计算设计的总体思路.....	20
2.3 奥氏体钢计算设计要素与系统.....	21
2.4 奥氏体钢计算设计原理.....	22
参考文献	23
第 3 章 奥氏体钢合金化	25
3.1 铬元素的作用.....	25
3.1.1 铬对奥氏体钢组织的影响.....	25
3.1.2 铬对奥氏体钢性能的影响.....	25
3.2 锰元素的作用.....	26
3.2.1 锰对奥氏体钢组织的影响.....	27
3.2.2 锰对奥氏体钢性能的影响.....	28
3.3 镍元素的作用.....	29
3.3.1 镍对奥氏体钢组织的影响.....	29
3.3.2 镍对奥氏体钢性能的影响.....	29
3.4 氮元素的作用.....	31
3.4.1 氮对奥氏体不锈钢力学性能的影响.....	32
3.4.2 氮稳定奥氏体组织的作用.....	34
3.4.3 氮对奥氏体不锈钢抗腐蚀性能的影响.....	36
3.5 其他元素的作用.....	37
参考文献	37

第4章 奥氏体钢的组织稳定性	39
4.1 高温组织稳定性及数理模型	39
4.1.1 $\gamma/\gamma+\delta$ 相界温度的计算模型	39
4.1.2 温度对形成 δ 相量的影响	40
4.1.3 碳(氮)化合物的溶解对高温铁素体形成的影响	42
4.1.4 在 T_0 温度下合金元素的平衡关系式	43
4.1.5 双相不锈钢中铁素体量的计算	44
4.2 中温组织稳定性	47
4.2.1 第二相析出物的形貌	48
4.2.2 TTP 曲线	49
4.2.3 高氮钢中沉淀析出的第二相	52
4.2.4 Cr_2N 的中温析出数理模型	54
4.3 低温组织稳定性及数理模型	58
4.3.1 奥氏体钢马氏体相变热力学 ^[40,45]	59
4.3.2 M_s 、 M_{50} 计算数理模型	60
4.3.3 验证和讨论	64
4.4 温度—应力循环对相变组织的影响	68
4.4.1 室温到 77K 温度循环诱发相变	68
4.4.2 诱发 ϵ 马氏体相的形态	69
4.4.3 预形变对诱发形成 ϵ 相的影响	70
4.4.4 温度—应力循环对相变的影响	71
参考文献	73
第5章 奥氏体钢层错能和相变特性	76
5.1 奥氏体层错能	76
5.1.1 层错能的概念和定义	76
5.1.2 奥氏体层错能的结点测定法	77
5.1.3 合金层错能的计算模型	78
5.1.4 温度对 SFE 的影响	80
5.1.5 分析与讨论	83
5.2 奥氏体层错能与马氏体相变	85
5.2.1 相变驱动力 ΔG° 与层错能的关系	86
5.2.2 晶格摩擦阻力 τ_0 的估算	87
5.2.3 与 Hirth 分析的 γ_{SF} 比较	88
5.2.4 层错存在的临界 γ_{SF}	88
5.2.5 层错能和屈服强度对马氏体相变的综合作用	88
5.3 奥氏体相变结构参数	89
5.3.1 层错能对相变分切应力的贡献	90
5.3.2 奥氏体相变结构参数	90
5.3.3 验证与讨论	91

5.4 合金元素的综合影响	94
5.4.1 合金元素影响 $M_s(M_{\epsilon})$ 的途径	94
5.4.2 合金元素对各参量的影响	95
5.5 ϵ 马氏体相变与形状记忆效应	96
5.5.1 ϵ 马氏体相变晶体学	96
5.5.2 ϵ 马氏体形态	100
5.5.3 ϵ 马氏体相变机理	101
5.5.4 $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ 相变的形状记忆效应	102
5.5.5 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 相变的阻尼效应	104
参考文献	105
第6章 奥氏体钢的强度与形变组织	108
6.1 奥氏体钢的拉伸应力—应变曲线	108
6.1.1 实验温度对拉伸应力—应变曲线的影响	108
6.1.2 环境条件对拉伸应力—应变曲线的影响	109
6.2 拉伸形变组织	111
6.3 形变组织的晶体学原理	113
6.4 形变组织的位错——力学理论	116
6.5 动态拉伸形变的原位观察	120
6.5.1 拉伸过程的宏观形貌变化	120
6.5.2 滑移和孪晶	121
6.6 激光作用下的相变	123
6.6.1 激光冲击奥氏体不锈钢表面的亚结构变化	123
6.6.2 奥氏体不锈钢表面激光冲击组织超细化	124
6.7 时效沉淀相对钢力学性能的影响	126
6.7.1 沉淀析出对钢强度和塑性的影响	127
6.7.2 沉淀析出对钢塑性流变行为的影响	129
6.8 低温奥氏体钢强度的数理模型	131
6.8.1 合金元素对室温强度的影响	131
6.8.2 合金元素和温度对强度的影响	132
6.8.3 氮对屈服强度—温度关系的作用	136
6.9 神经网络在材料设计中的应用	138
6.9.1 奥氏体钢 M_s 、 M_{ϵ} 模型的建立	138
6.9.2 奥氏体钢化学成分和性能间关系的网络模型建立	140
6.9.3 网络模型的验证	141
参考文献	142
第7章 奥氏体钢的韧度与断裂特性	144
7.1 冲击形变组织	144
7.1.1 冲击形变组织特征	144
7.1.2 冲击形变硬化效应	147

7.2 断口晶体学特征	148
7.2.1 断口形貌特征	148
7.2.2 断口—金相形貌特征	153
7.3 奥氏体钢的断裂特性	155
7.3.1 含氮量对低温冲击特性的影响	155
7.3.2 穿晶脆断刻面晶体学特征	155
7.3.3 奥氏体钢初—脆断裂模型	156
7.4 穿晶脆断机理	159
7.4.1 基本分析	159
7.4.2 模型建立	160
7.4.3 各向同性材料的应力分析	162
7.4.4 在单晶中晶面滑移及断裂	165
7.4.5 模型运用	166
7.5 奥氏体钢的时效脆性	168
7.6 奥氏体钢冲击韧度的数理模型	170
7.6.1 韧脆转变曲线及其特性参量	170
7.6.2 室温冲击韧度	170
7.6.3 温度对冲击韧度的影响	171
7.6.4 高氮奥氏体钢的低温韧脆转变模型	175
参考文献	178
第8章 奥氏体钢的疲劳特性	180
8.1 奥氏体钢的低周疲劳性能	180
8.2 奥氏体钢的高周疲劳性能	185
8.3 奥氏体钢的疲劳形变组织	187
8.4 奥氏体钢的疲劳断裂机理	191
8.5 奥氏体钢的蠕变性能	195
参考文献	196
第9章 含氮奥氏体钢的腐蚀与磨损	198
9.1 含氮奥氏体钢的模拟生物体液腐蚀磨损	198
9.1.1 高氮奥氏体钢的模拟体液腐蚀磨损	199
9.1.2 腐蚀磨损机理	202
9.2 含氮奥氏体钢的空蚀——磨蚀	204
9.2.1 含氮奥氏体钢的空蚀——磨蚀性能	205
9.2.2 含氮奥氏体钢的空蚀——磨蚀机理	208
9.3 奥氏体不锈钢应力腐蚀寿命预测与计算设计	210
9.3.1 奥氏体不锈钢应力腐蚀寿命曲线与设计参数	210
9.3.2 奥氏体不锈钢应力腐蚀疲劳寿命预测	211
9.3.3 奥氏体不锈钢应力腐蚀敏感性判据	213
9.3.4 奥氏体不锈钢应力腐蚀疲劳机理	213

参考文献.....	215
第 10 章 奥氏体钢计算设计系统	217
10.1 奥氏体钢 ab initio 计算设计	217
10.1.1 理论基础.....	218
10.1.2 合金钢的计算设计.....	220
10.2 奥氏体钢计算设计专家系统(ASSES)及功能	221
10.2.1 专家系统(ASES)设计	221
10.2.2 工作基础与知识的表达.....	224
10.2.3 面向对象程序设计.....	226
10.2.4 推理系统的构造.....	228
10.2.5 计算设计系统功能.....	229
10.2.6 实例介绍.....	230
参考文献.....	233
结束语.....	234

第 1 章 奥氏体钢研究进展

奥氏体钢和奥氏体不锈钢是最近几十年不断研究和开发的重要的一类钢。其中奥氏体不锈钢产量和用量约占不锈钢总产量及用量的 70%，钢号也最多。奥氏体不锈钢是一种十分优良的材料，它有极好的抗腐蚀性和极佳的生物相容性，因而在化工、海洋工程、食品、生物医学、石油化工和其他行业中得到广泛的应用。但由于其硬度偏低(HV200~HV250)、耐磨性较差，使用受到限制。Adcock 是第一个研究钢中加入氮的作用的学者。在 1926 年，由于战争导致镍的短缺，激发人们研究用氮取代部分镍来稳定奥氏体。由于高技术的发展迫切需要相应的高性能材料。在奥氏体钢中加入氮，可以稳定奥氏体组织、提高强度，并且提高耐腐蚀性能，特别是耐局部腐蚀，如耐晶间腐蚀、点腐蚀和缝隙腐蚀等。所以奥氏体钢和奥氏体不锈钢的研究受到广泛的关注，并取得了一些成果。

1.1 奥氏体钢开发的背景^[1,2]

随着国防、能源、超导、交通等现代工业的飞速发展，急需适用于各种低温、无磁、高性能条件下的新型结构材料，因此这一问题得到了世界各国的高度重视，许多部门、单位和机构及材料工作者进行了广泛而深入的研究。

超导技术 自从 1911 年 Onnes 首先发现 Hg 在 4.2K 附近电阻突然消失以来，就开拓了一个新的超导领域。1986 年 4 月，瑞士苏黎士实验室贝德诺兹(J. G. Bednorz) 和缪勒(K. A. Mueller)开创了超导新纪元，他们发现了 LaBaCuO 氧化物超导体，其温度 T_c 高于 30K，随后，中国科学家朱经武和赵忠贤等，得到 T_c 高于 90K 的 Y-Ba-Cu 氧化物超导体，使超导体在液氮温区的应用变为现实。传统常规电工技术经过近百年来发展，已达到了所谓的“容量极限”、“效率极限”和“传输极限”等一系列难以突破的技术极限。例如，发电机如采用常规技术制造，因为转子受到机械强度等限制，定子受到损耗和发热的限制，而气隙磁通密度则受到励磁组焦耳损耗等限制，所以单机容量达到 200 万 kW 以上会遇到难以克服的困难。只有采用可以承载 $6 \times 10^4 \text{ A/cm}^2 \sim 10 \times 10^4 \text{ A/cm}^2$ 超高电流密度及产生 6T~10T 强磁场而又没有焦耳损耗的超导技术才有可能突破发电机的极限容量。40% 的热电转换效率已是常规发电机的极限效率。采用超导电机能大大提高效率，采用没有焦耳损耗的超导强磁场能提高磁流体发电的效率，超导交流发电机的单机容量可提高 5 倍~10 倍，而体积和质量分别为常规电机的 1/2~1/3，效率可达到 99.5%^[3]。

目前，美国、日本已经研制成功多台工业性实验样机和 1000kW 级磁流体发电机用的超导磁流体。俄罗斯开发成功的超导直流发电机的质量仅为常规机组的 1/10，并开发了 50 万 kW 级实用磁流体发电机的大型超导磁流体。在超导输电方面，国外最高输电电压已超过 100 万 V，要继续增加困难很大。未来在长距离和大容量的输电采用没有电阻损

耗的超导电力电缆是必然的。在大型电力系统中增加超导储能装置,将大为改善电力系统的稳定性和调峰性能。采用几乎没有电能损耗的超导输电,可在全国范围内改变能源工业布局,发电厂可建在原料产地然后输电到各地,核电站可自由地选择安全地区。

受控热核聚变技术 受控热核聚变技术是当代自然科学研究中一项具有重大意义的研究领域,其最终目标是利用丰富的资源进行核聚变反应释放出大量的聚变能,为人类在21世纪提供取之不尽、用之不竭的新能源。受控热核聚变技术将最终解决人类的能源问题。近年来由于原子能发展的需要,核聚变反应堆用抗辐照材料的研究与开发已成为核聚变反应堆技术规划中结构材料方面的研究重点。核聚变反应堆第一壁结构材料过去选用传统的Cr-Ni系奥氏体不锈钢,但是因为运行过程中由于组织不稳定而产生了组织转变,同时在使用中还暴露出空洞体胀大、成本比较高等缺陷^[4]。

目前世界上许多国家为解决常规磁体耗能大的缺点,正在竞相建造或计划建造大型超导托卡马克聚变实验装置。HT-7U超导托卡马克核聚变装置是国家“九五”重大科学工程。其中放电真空室是该聚变装置的“心脏”部件,放电真空室及其构件的结构材料至关重要。真空室材料要求无磁、出气率低、活性低、强度高、韧性好、安全可靠性好,能满足条件的材料是奥氏体钢。真空室材料的选择和开发仍然处于不断探索、不断完善的阶段。为提高核反应堆的安全系数,将环境风险降至最低限度,就需要开发低活性物质反应堆壁结构材料。另外,受控热核聚变装置需要使用具有强磁场的大型超导磁体。如美国橡树岭国家实验室为代表“大线圈”计划中有6只中心孔径达 $2.5\text{m} \times 3.5\text{m}$ 、磁场峰值为8T的D型大型超导磁体,组织国际合作,分别由美国、日本、德国和瑞士制造成功^[3]。人们对Fe-Mn-Cr系奥氏体不锈钢进行了大量的研究,发现该系列合金取代Cr-Ni系奥氏体不锈钢不仅可能,而且还具备了一些Cr-Ni系奥氏体钢所不具备的特性^[5]。

高能物理技术 高能加速器上使用超导磁体系统。美国费米国立实验室在1985年建造并投入运行的10000亿eV高能加速器,共由1000块磁场强度为358.1A/m脉冲磁体组成。直径4.6m的大型氢泡室超导线圈也能成功运行^[3]。美国已继续建造100000亿eV超高能加速器的超导磁体系统。中小型超导磁体发展最快,目前世界上大约有60多家制造厂商和研究单位生产中小型超导磁体。大型精密分析仪器中核磁共振(NMR)谱仪、喇曼谱仪、穆斯堡尔谱仪、磁光谱仪等都广泛地使用超导磁体。大型电子显微镜采用超导磁透镜将大大提高分辨率。研制成功的医用超导核磁共振成像诊断系统(NMR-CT),成为有效的医疗诊断工具,并获得广泛地应用。

交通运输技术 在交通运输方面,许多国家都已研制成功时速达550km/h的超导磁悬浮列车。用超导磁体作船磁流体推进动力,可制成高速无噪声船舶推进装置。日本已研制出排水量为185t的“大和1号”超导电磁推进船。

磁分离技术 超导磁场的磁分离技术近年来发展十分迅速。利用超导磁体产生的高强度梯度磁场将磁性物质从非磁性物质中分离出来。该磁分离技术在选矿、煤的脱硫和污水处理等方面得到了广泛的应用。

生物医学技术 生物医用材料是指用于医疗上能植入生物体或与生物组织相结合的材料,可用于诊断、治疗,以及替换生物机体中的组织、器官或增进其功能。用做生物医用材料的不锈钢是生物医用金属材料中应用最多、最广的一类材料。医用不锈钢的生物相容性及其相关问题,主要涉及到材料植入生物体后由于腐蚀或磨损造成某些金属离子溶

出所引起的组织反应等,特别是传统不锈钢中镍离子析出诱发的严重病变。近些年低镍或无镍的医用不锈钢逐渐得到发展和应用。研究开发高耐蚀性、高耐磨性、高疲劳强度和高韧性生体合金仍然是重要的主体方向。

低温技术 在石油化工、煤炭化工上应用的低温泵阀、低温容器、低温海洋设备等方面都需要开发新型的奥氏体钢结构材料。

国防技术 新型的高性能无磁奥氏体钢结构材料在国防工业上也具有广泛的用途,如电磁炮、猎潜艇、扫雷艇等有关零部件及要求具有“隐身”等功能的无磁结构件等。

新型功能材料 近年来对铁锰基奥氏体钢的反铁磁性转变、减振阻尼和形状记忆功能进行了有益的探索。自 1982 年在 Fe-Mn-Si 合金中获得了完全的形状记忆效应以来,许多研究者对 Fe-Mn-Si-Cr、Fe-Mn-Ce 等奥氏体合金的功能特性展开了比较深入的研究。铁锰基奥氏体合金作为新型功能结构材料也有了广阔的应用前景。

1.2 奥氏体钢成分与性能^[1~3]

由于缺乏在低温下钢的性能数据和适宜在低温下工作的材料,早期的这些高技术的发展受到了很大的影响。1973 年开始在美国国防部先进计划署支持下由国家标准局执行了一项超导电机用低温材料的研究。自 1977 年开始在美国能源研究和发展署的支持下,国家标准局又执行了一项有关核聚变装置的超低温材料的研究。在这两个研究项目中主要是在已有的镍铬奥氏体不锈钢中选择一些钢种进行实验研究。如 AISI304(18Cr-8Ni)、304L(超低碳 18Cr-8Ni)、310(25Cr-20Ni)、Nitronic40(21Cr-6Ni-9Mn)、Nitronic33(18Cr-3Ni-12Mn)、Nitronic50(22Cr-13Ni-5Mn)等钢种。近十年来,清洁的新能源核聚变反应堆的研究和开发促进了 Fe-Mn-Cr 钢的广泛研究。这是因为采用 Fe-Mn-Cr 钢代替 Fe-Ni-Cr 钢作为核聚变反应堆的结构材料,不仅能大幅度降低成本,同时也具有优良的抗肿胀性能,特别是可以显著减少长期残留有害的放射线污染,这为核聚变反应堆的维修和废物处理提供了方便。通过研究,认识到这些传统的镍铬奥氏体不锈钢不适合制造大型超导设备及装置所需的高性能低温结构材料。归纳起来,其主要原因有以下几点。

(1)传统或改良的镍铬奥氏体不锈钢的屈服强度太低。

(2)钢的奥氏体组织稳定性比较差,因为这些钢的马氏体转变温度(M_s)都在室温上下或低于室温不多,所以在比较低的温度下部分奥氏体转变成马氏体,改变了材料的强度、韧度和磁性等性能。

(3)增大镍和铬的含量可以增加奥氏体组织稳定性,但会使钢在低温下出现磁性,并且不会对强度有较大的贡献。

(4)在核聚变装置中有可能由于镍而产生半衰期很长的放射性同位素。

(5)镍元素比较贵,是紧缺资源,并且镍降低 Néel(T_N)温度。

为制造以上这些现代高技术仪器、设备和装置,需要开发在各种条件下所使用的新型结构钢材料。主要的性能技术要求如下。

(1)高的屈服强度。由于强磁场、高应力等环境因素的作用,结构材料受到很大的载荷,材料必须具有高的屈服强度。

(2)优良的塑韧性。许多设备是在低温、超低温下工作,安全可靠性非常重要,材料

应具有良好的塑韧性(特别是低温下的塑韧性),以防止发生低应力脆性破坏。

(3) 无磁性。一般要求导磁率低于 1.02。通常只限于具有奥氏体组织的钢。在诸如受控热核聚变、磁浮高速列车、超导电磁推进船等大型超导设备中,所使用的结构材料要求无磁性。因为若带来磁性,则在结构材料自身中会产生电磁力并影响整个磁场的分布,产生涡流而发热。

(4) 材料组织要稳定。如果在使用的温度和工作环境中材料的组织不稳定,会发生相变,就会降低韧度、产生磁性从而改变磁场的分布、造成体积变化和变形从而导致产生局部的高应力。

超低温(低达 4K)结构用途的钢必须满足对强度和韧度的要求。尽管努力改善高强度铁素体钢的韧度,并使它适用于低温用途,但最终所选的显微组织仍然是奥氏体,因为它韧度优良。通常奥氏体 Ni-Cr 不锈钢是优先选用的材料,如美国 300 系列的 AISI304、AISI310、AISI316 等钢种,低碳的如日本的 JIS 的 SUS304L、SUS316L 等钢种。但通过研究发现这些镍铬不锈钢因屈服强度太低、组织不够稳定而不适用于制造许多低温设备及装置所需的超低温钢。

奥氏体钢是最适于制造这些在低温、无磁性等特殊环境下服役的结构件。其中奥氏体不锈钢是最重要的一类奥氏体钢。因为奥氏体不锈钢具有优异的不锈耐酸性、抗氧化性、抗辐照性、高温和低温力学性能、生物中性以及与食品有良好的相容性等,所以在石油、化工、电力、交通、航空、航天、航海、国防、能源开发以及轻工、纺织、医学、食品等工业领域都有广泛的用途。由于各种现代技术(特别是低温技术)的温度、应力等服役环境不同,因此对所需结构材料的性能要求也不同,必须研究开发各种系列用途的奥氏体结构钢。所以自 20 世纪 80 年代以来,美国、日本等许多国家都致力于开发以高锰奥氏体低温钢为主要代表的各种新型奥氏体结构钢。主要有 Fe-Mn、Fe-Mn-Cr、Fe-Mn-Cr-N、Fe-Mn-Cr-Ni-N、Fe-Cr-Ni-N、Fe-Mn-Al、Fe-Mn-Cr-Si、Fe-Mn-Si 等系列。如日本神户钢厂的 22Mn-13Cr-5Ni-0.2N 和 18Mn-16Cr-5Ni-0.2N,新日铁的 25Mn-5Cr-1Ni、25Mn-15Cr-1Ni-1Cu 和 22Mn-13Cr-3Ni-1Mo-1Cu-0.2N。其中日本神户钢厂研制的 18Mn-16Cr-5Ni-0.22N 具有较优的低温性能,它符合日本原子能研究所关于热轧状态钢在 4K 的强度和韧度的规范。苏联开发了铸造用 Mn-Cr 不锈钢,它是在常用的 Fe-Cr-Mn 钢的基础上添加适量的 Ce、Cu、Ti、Zr 等元素而开发的新钢种,其成分为(质量分数%):(0.02%~0.15%)C、(19%~25%)Mn、(12%~15%)Cr、(0.05%~0.10%)N、(0.2%~0.8%)Si、(0.005%~0.01%)Ba、0.05%Ca、(0.05%~0.20%)Ce、(0.005%~0.20%)Zr、(0.4%~4%)Cu、(0.55%~1.5%)Ti。美国阿·勒德隆钢公司开发了 Cr-Ni-Mn 奥氏体不锈钢,它的最高含碳量为 0.03%,是一种低碳奥氏体不锈钢,兼有高强度和高延性。氮强化生物用不锈钢有 17Cr-12Mn-3Mo-0.9N、17Cr-10Mn-3Mo-0.5N、18Cr-13Mn-0.4N 等。对于这些材料,还在不断的进行研究并逐步的完善。

我国在此方面的研究起步较晚,早期曾研制了一些 Fe-Mn-Al 系的适用于 77K 的超低温钢,这些钢的强度比较低。目前在超低温钢中均用氮来强化,而在 Fe-Mn-Al 钢中无法用氮来强化,因为氮和铝会结合夹杂物。在我国也曾仿制美国的 Nitronic40(21Cr-6Ni-9Mn)钢,但该钢组织中容易出现 δ -铁素体,而且有磁性。在国外也因此钢易出现 δ -铁素体和低温韧性过低而不再继续研究。戴起勋等比较系统地研究了低温奥氏体钢的组织 and

形变、断裂特征^[6~8]以及合金元素和温度对强度、韧性的影响^[9,10]；讨论了层错能和合金元素对层错能的作用^[11]，并根据变温相变理论的推导得出了相变驱动力和层错能的直接关系，讨论了层错能对马氏体类型、形貌的影响^[12,13]，在此基础上，进一步研究了合金元素和层错能对低温奥氏体钢的相变的强度的综合影响^[14]，为低温奥氏体钢的优化设计提供了一定的理论基础。

奥氏体钢主要的合金元素有 Cr、Mn、Ni、Al、Mo、Si、N、C 等。根据不同的开发目的，选择不同的合金化元素的组合及其含量。目前研究开发的典型奥氏体钢成分见表 1-1 所列，一些奥氏体钢在低温下的力学性能见表 1-2 所列。

表 1-1 研究开发的典型奥氏体钢成分

No	化学成分/wt. %									文献
	Cr	Mn	Ni	Al	Si	Mo	C	N	其他	
1	13.18	24.62	0.10		0.57		0.050	0.44		3
2	18.03	24.22	3.23		0.61		0.051	0.62		3
3	13.90	30.25			0.39	0.43	0.15	0.34		5
4	13.33	28.39			0.95		0.059	0.45		9
5	12.64	28.45			0.95	1.15	0.060	0.28		9
6	13.30	26.54			0.20	0.92	0.054	0.39		9
7	12.30	28.98			0.20	1.78	0.044	0.23	0.92Cu	9
8	8.05	35.35			0.22		0.043	0.33		9
9	13.14	27.42			0.17	0.55	0.053	0.31		9
10	13.09	27.26			0.23	0.56	0.051	0.29	0.54Cu	9
11	12.97	23.60			0.17	0.56	0.040	0.33		10
12	13.54	26.23			0.57	0.49	0.060	0.14		10
13	13.60	30.12			0.51	0.49	0.055	0.21		10
14	8.39	31.57			0.47	0.46	0.09	0.23		10
15	9.88	31.75			0.50	0.46	0.07	0.26		10
16	11.83	30.90			0.47	0.48	0.07	0.35		10
17	13.2	24.3	1.02		0.38		0.031	0.22	0.84Cu	15
18	13.0	24.9	3.10		0.52		0.022	0.219	0.79Cu	15
19	13.0	22.4	3.06		0.40	1.00	0.030	0.222	0.77Cu	15
20	15.5	24.5	0.97		0.30		0.054	0.213	0.061Nb	16
21	13.4	25.1	1.02		0.29		0.051	0.303	1.02Cu	16
22	15.6	24.9	3.05		0.29		0.053	0.338	1.03Cu	16
23	13.3	25.0			0.32		0.022	0.234		16
24	25.41	0.52	13.0		0.86	0.78	0.019	0.398		16
25	12.82	21.79	4.94		0.36		0.05	0.212		16
26	5.08	24.5	1.09		0.25		0.15	0.087	0.05Nb	17
27	18.10	18.09	5.08		0.12		0.037	0.243		17
28	15.94	22.0	5.12		0.10		0.033	0.245		17
29		24.7		6.20			0.15			18
30	3.06	22.47		8.31			0.30			18
31	0.18	16.81		1.45			0.11			19
32	15.10	19.97	9.96				0.0078			20
33	16.98	1.5	11.17		1.3	2.52	0.047			21
35	8.3	13.7	4.9		6					22
36	17.5	13.2			0.44		0.04	0.38		23
37	21	23	0.3		0.75	0.7	0.08	0.97	0.25Cu	23
38	12	15	1.0		0.25	2W	0.26	0.11	1.0V	24
39	13	17	1.0		0.55	2W	0.34	0.12	2.0V	24

表 1-2 典型奥氏体钢力学性能

No	化学成分/wt. %	温度/K	强度/MPa		塑性/(%)		A _{KV} /J	文献
			σ_s	σ_b	δ	ψ		
1	0. 45N, 13. 3Cr, 28. 4Mn	173					193	9
2		77	1310	1670	38	37	25	9, 10
3		173					212	9
4	0. 39N, 13. 3Cr, 26. 5Mn, 0. 9Mo	77	1150	1560	48	55	94	9, 10
5		173					207	9
6		77	1120	1510	52	59	108	9, 10
7	0. 35N, 12. 8Cr, 32. 2Mn, 0. 5Mo	173					192	9
8		77	1090	1480	53	55	108	9, 10
9		77	880	1340	48	62	158	9, 10
10	0. 26 N, 9. 9Cr, 31. 8Mn, 0. 5Mo	133					173	9
11		77	925	1390	50	60	67	9, 10
12		173					287	9
13	0. 03N, 7. 3Cr, 36. 7Mn	77	415	880	78	76	255	9, 10
14		133					104	9
15		77	955	1380	57	59	90	9, 10
16	0. 23N, 12. 3Cr, 29. 0Mn, 1. 8Mo, 0. 9Cu	173					183	25
17		83					14	25
18		173					47	25
19	0. 44N, 13. 2Cr, 24. 6Mn, 0. 10Ni	83					14	25
20		293	540	940	58		150	20
21		4	1600				13	20
22	0. 37N, 25. 2Cr, 4. 1Mn, 15. 26Ni	4. 2	1364	1754				26
23		293	410	790	53. 8	73. 3	293	27
24		77	973	1535	45	49. 3	196	27
25	0. 33N, 24. 43Cr, 4. 14Mn, 14. 74Ni	4	1308	1885	18. 3	41. 1	150	27
26		4	1216	1576	44	50		28
27		4	1169	1591	39	44		28
28	0. 28N, 20. 42Cr, 8. 92Mn, 6. 9Ni	300	387	742	72	75. 1		22
29		300	346	739	79. 1	70. 6		22
30		77	834	1352	57	44	164	15
31	0. 225N, 13. 0Cr, 25. 4Mn, 1. 03Ni, 0. 76Cu	4	1214	1568	35	44	133	15
32		77	851	1350	55	52	183	15
33		4	1185	1565	38	47	163	15
34	0. 222N, 13. 0Cr, 22. 4Mn, 3. 06Ni, 1. 0Mo, 0. 8Cu	77	1034	1193	17	58	33	16
35		4	1428	1791	26	43	13	16
36		77	880	1081	21	57	57	16
37	0. 193N, 15. 4Cr, 18. 8Mn, 3. 0Ni, 0. 07Nb	4	1141	1612	26	23	54	16
38		300	460	861	52	75	477	29
39		77	1131	1693	46	63	243	29
40	0. 398N, 25. 4Cr, 13. 0Ni, 0. 78Mo	4	1465	1918	28	40	174	29
41		300	352	693	69		139	30
42		77	648	1266	33		78	30
43	0. 15C, 5. 1Cr, 24. 5Mn, 1. 1Ni, 0. 05Nb, 0. 087N	300	315	705	67		154	30
44		77	643	1262	35		132	30

1.3 奥氏体钢低温脆性断裂

前面述及大部分超低温钢均用氮合金化,氮的作用目前还有不清楚之处。一般认为^[31],氮除了引起间隙固溶强化作用外,还大大增加了 Petch-Hall 公式中的 K_Y 系数,但当参数按($\%C + 3.3\%N$)的方式增大时,30%Mn-5%Cr 钢在 77K 时的冲击韧度便下降^[32],也就是说,Fe-Cr-Mn-N 系钢在低温下发生了韧脆转变,最终脆性被破坏。

早在 20 世纪 60 年代,Defilippi 等人^[33]在研究 18Cr-15Mn-0.5N 钢在 77K 温度下的断裂表面时,就发现平面刻面是由于沿(111)_y 面的穿晶开裂和孪晶界开裂而形成的,但在他们的研究中,仅用光学显微镜来观察断裂路径,而没有进行详细的显微断口金相观察。在 Defilippi 等人研究后的十几年间,这种高氮的 Cr-Mn 系奥氏体钢在低温的脆性断裂一直无人问津。直到 20 世纪 80 年代,Tobler 和 Meyn^[34]等人在研究 18Cr-3Ni-13Mn-0.37N 奥氏体不锈钢在 4K 温度下断裂韧性时发现了一种高度反射的刻面出现在断裂韧性试样的断裂表面上。他们认为这种刻面是滑移开裂所致,并称之为疑似解理的穿晶断裂刻面(Transgranular Cleavage-like Fracture Facet)。由于这种刻面满足解理的定义,只是在其刻面上没有发现普通铁素体钢中典型解理断裂中常见的河流花样。当 Tomota 和 Endo^[35]研究 18Cr-18Mn-0.5N 奥氏体钢在 77K 温度下的脆性断裂机理时,也发现了这种沿(111)_y 面的穿晶断裂。但他们很难确定这种机理是纯的解理,还是疑似解理断裂,同样没能观察到河流花样。Ishizaka 等人^[36]在 18Cr-18Mn-(0.55N~0.84N)奥氏体钢发现了扁平刻面以及相邻刻面间呈钝角。他们同样得出了类似的结论,在这些 Cr-Mn-N 系钢中发生的韧脆转变是由穿晶开裂所致,戴起勋等人^[6,7,37,38]在研究高锰奥氏体钢的形变和断裂机理时,也同样发现了穿晶脆断现象,并指出在 77K 低温下当含氮量高于 0.32%(wt. pct)时会出现这一穿晶脆性断裂,而且穿晶脆断是高氮奥氏体钢特有的脆性断裂形式,脆断面为(111)_y,脆断刻面上有平行的滑移带,有时有一定的塑性变形,不同方向的滑移带遵循晶体学关系相交成对 60°角,如图 1-1 所示。

进入 20 世纪 90 年代,随着研究的深入,人们在研究这种穿晶脆断机理的同时,也注意到在高锰或高氮的奥氏体钢中还会出现晶间断裂。Yuri 等人^[39]在研究 32Mn-7Cr-0.13N 钢在 4K 温度下断裂时指出,带有平行平直条带的扁平脆断刻面是晶间开裂时所致。Vogt 等^[40]在 77K 的 Cr-Mn-N 系列钢中也观察到了晶间开裂。影响 Cr-Mn-N 系奥氏体不锈钢在超低温下断裂模式的因素究竟有哪些,人们都在积极对此进行深入的探讨。Liu S C、Hashida T 等人^[41]在研究 18Cr-18Mn-0.7N 奥氏体钢的断口显微金相以及断裂形貌与断裂路径的关系时,发现了三种断裂刻面:光滑地弯曲晶间断裂刻面、退火孪晶界断裂刻面、层状的穿晶断裂刻面,同时指出,此种钢的低温脆断主要是由于裂纹极易沿晶界和退火孪晶间萌生和扩展所致,图 1-2 所示为该种钢的裂纹扩展过程。

在解释晶间断裂时,有的学者认为高锰奥氏体钢形变时,在某些晶面上集中形成不均匀形变,从而在界面处产生应力集中造成晶界断裂。Liu S C、Hashida T 等人^[41]引入了“平面形变组织”的概念。众所周知,高锰高氮钢的层错能较低,因而在低温下无论是拉伸和冲击时,在某些合适的晶面会形成 ϵ 马氏体、堆垛层错和形变孪晶以及晶面滑移带,这些就是“平面形变组织”。他们指出,大量平行的平面形变组织会在晶界上产生并相互撞

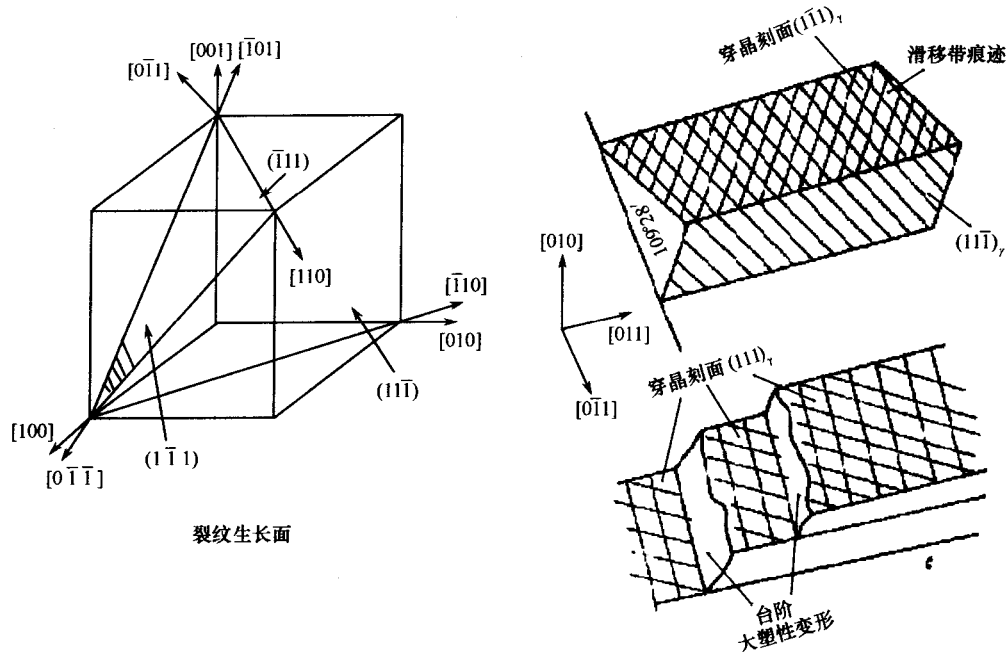


图 1-1 拉伸形变、滑移、断裂和应力间的关系^[7]

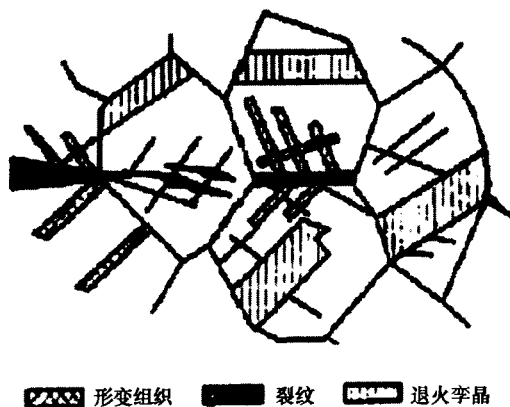


图 1-2 18Cr-18Mn-0.7N 奥氏体钢在低温下的裂纹扩展示意图

击,这样就会导致晶界应力集中,形成裂纹,裂纹失稳时迅速扩展,最终导致晶界开裂或退火孪晶界开裂。

薛侃时等人在研究高锰奥氏体超低温钢低温脆断机制时^[42,43]指出,奥氏体组织非常稳定的高锰钢在低温下发生晶界断裂是由于在固溶处理时快速冷却而导致锰在晶界不平衡偏聚所致。造成晶界断裂的机制是一种称之为“硬壳层(Hard Shell)”的断裂机制。但柴寿森^[44]却指出锰在晶界上的富集,有成为脆性 α -Mn或 β -Mn的可能。

在解释穿晶断裂时,Tetelman等人^[45]运用了 σ_c (解理强度)及 σ_y (屈服强度)相对大小的概念,戴起勋等人^[6]则引入了切断抗力 τ_K 和正断抗力 S_{OT} 的概念。一般来说, S_{OT} 受温度的影响较小,但切断抗力 τ_K 则随温度的降低而提高,在高氮的奥氏体钢中,氮大大增

加了点阵滑移的阻力,同时氮又和位错、层错等缺陷有强烈的交互作用。随温度的下降,这种作用越来越强烈。在宏观上就表现为 τ_K 大为增大。从室温到 77K,较高含氮量的奥氏体钢,其屈服强度增大了约 3 倍^[34]。那么就可能在某一温度下,钢的 $\tau_K > S_{OT}$,使得原来为韧性断裂的材料产生了穿晶脆断。并且我们知道,不同合金化的钢中有着不同的 γ_{SF} (层错能)、 τ_c (相变临界分切应力)、 S_{OT} ,因而就导致了不同的断裂现象和机理。

今后应采用宏观与微观相结合的方法来研究低温奥氏体钢脆断转变过程中的断裂机制、控制参量及定量描述的方法,以达到优化设计低温奥氏体钢的目的。

1.4 含氮奥氏体钢的制造与应用

具有优良机械、抗蚀性能的含氮奥氏体不锈钢用常规加工制造方法就可以达到,为了能够得到高的含氮量,方法有以下几种。

- (1) 加压熔炼。
- (2) 加压等离子熔炼。
- (3) 压力电渣重熔。
- (4) 热等静压下的粉末冶金(P/M—HIP)。

其中,在粉末冶金中采用:①压缩气体原子化;②在液态反应床或旋转炉中的氮化;③热等静压加氮;④反应机械合金化。

氮在 $9.8 \times 10^4 \text{ Pa}$ 下,在 1600°C 的液态纯铁中的溶解量只有 0.045wt. %,但由于加入了其他元素后在液态铁基合金中的溶解量就有了不同程度的增加,它服从 Sievert 定律。增加 Cr 和 Mn,减少 Ni,可提高 N 的溶解量。所以,在 Fe-Cr-Mn 系中 N 的溶解量要大于 Fe-Cr-Ni 系,如图 1-3 所示^[32]。Ti、Nb、V 等元素虽然对 N 的溶解度有很大的正系数,但它们同样也有很大的形成氮化物的倾向。图 1-4 表示了各种合金元素对在 1600°C 液态纯铁中的溶解量的影响,图中 $[e_N^X/e_N^C]$ 是元素和 Cr 元素相对比较系数^[32]。

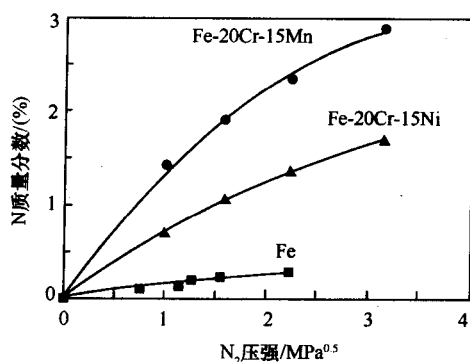


图 1-3 氮在不同合金中的溶解量
(1600°C 液态铁基合金)

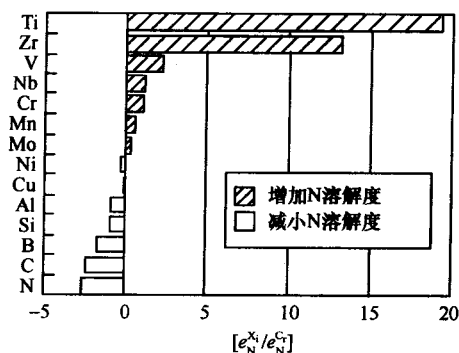


图 1-4 合金元素对氮溶解度的影响
(1600°C 液态铁)

含氮奥氏体钢及奥氏体不锈钢主要可应用于国防、能源、造船、铁路、低温工程、化学、压力容器、石油、采矿和核物理等工业领域。和普通奥氏体钢及奥氏体不锈钢相比,用氮合金化的奥氏体钢有如下一些特点:①高的屈服强度、抗拉强度和韧性;②高的强度和断