

双相钢

物理和力学冶金

马鸣图 吴宝榕 编著

物理和力学冶金

双相钢

双相钢

——物理和力学冶金

马鸣图 吴宝榕 编著

冶金工业出版社

内 容 简 介

本书介绍了双相钢的产生、发展、工业生产和应用概况，论述了双相钢的微观结构特征、单轴拉伸下的变形特性、成形性、断裂特性、疲劳和其它工艺性能，以及描述双相钢变形特性的连续力学和微观力学模型。

本书可供冶金、机械制造厂，特别是汽车制造厂，从事金属材料、热处理和力学性能的科研或技术工作的人员及有关专业的高等院校师生、研究生阅读或参考。

双 相 钢

——物理和力学冶金

马德富 吴宝裕 编著

冶金工业出版社出版

(北京北海沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

850×1168 1/32 印张 15 5/8 字数 412 千字

1988年6月第一版 1988年6月第一次印刷

印数00,001~2,100册

ISBN 7-5024-0340-X

TF·86 定价 4.55 元

前 言

二十世纪七十年代初，低合金高强度钢的研究取得了一个重要突破，这就是双相钢的产生与发展。双相钢是指主要由马氏体和铁素体所构成的一类高强度高延性低合金钢。它的出现不只把低合金高强度钢的发展推向一个新的强度与延性的综合平衡阶段，而且由于它的特殊性能以及国内外物理冶金学者对描述这类钢的组织与性能关系的新概念、新机制和新模型所进行的大量工作，从而大大丰富了物理和力学冶金的内容。

双相钢最初是采用临界区热处理生产的（后来控轧工艺的发展又产生了轧制双相钢），然而人们对临界区处理和两相组织的力学性能的认识则经历了一段发展过程。四十年代前后，热处理工作者发现，当钢在完全奥氏体化后如果冷却不当，或部分奥氏体化后的淬火组织中存在有铁素体等非马氏体组织时，会使钢的强度、冲击韧性，尤其是弹性极限降低。五十年代的试验表明，在临界点温度附近进行摆动热处理，可以细化晶粒，大幅度提高钢的低温韧性，同时经临界区加热淬火后可以抑制钢的回火脆性。到了六十年代，人们对马氏体相变理论和复合材料力学性能的研究有了新的认识和进展，使临界区热处理的应用发生了质的变化。1968年双相钢专利的发表是这种质变的表现。

工业生产尤其汽车工业需要高强度冲压用钢为双相钢的开发提供了动力，而双相钢的出现又对汽车结构轻量化、安全行驶以及提高汽车工业的竞争能力产生了深远的影响。美国麻省理工学院W.S.Owen教授在1980年发表的重要报告“一个简单的热处理能挽救底特律（汽车工业）吗？”说明了双相钢对美国四大工业支柱之一的汽车工业的重要性。

双相钢的产生与发展改变或丰富了过去人们熟悉的有关完全奥氏体化的钢的物理和力学冶金中的某些概念。临界区加热时合

金元素在热循环中的再分配，奥氏体和铁素体共存时的马氏体相变的拘束，两相塑性应变不相容情况下的材料的变形特性，断裂源的位置和传播途径的多样性，岛状硬质相的强化机制以及描述双相钢抗拉强度的连续或不连续纤维复合材料强度的混合物定律等就是其中的一些例子。本书将归纳、评述近二十年来关于双相钢的物理和力学冶金研究中的进展。全书共分九章：

第一章概述双相钢的产生、发展和应用，以给读者一个关于双相钢的概貌。

第二章介绍临界区加热时奥氏体形成的特点、影响因素以及描述临界区热处理时奥氏体形成的体视特征的理论模型，为获得合适组织的双相钢提供理论基础和途径。

第三章介绍双相钢的显微组织特征及其影响因素，为认识双相钢的性能特点提供显微组织基础。

第四，五章详细论述双相钢在单轴拉伸下的变形特性及描述这些变形特性的理论模型。应该说像双相钢这样性能的理论预测值和实验值之间具有如此紧密的联系是较少见的。

第六章介绍双相钢的成形性、试验方法、表征参量及其与其它钢种的对比。作为主要用于冲压构件的双相钢，了解其成形性或乎面应力下的变形特性对于实际应用具有重要意义。

第七章介绍解理断裂应力的意义、测试方法和双相钢的解理断裂特性。这对理解组织特征对材料解理断裂应力的影响，扩大双相钢的应用和进行安全设计都十分重要。

作为交变负荷使用的构件（如汽车轮盘），材料的疲劳性能对构件的使用寿命的预测十分重要，本书第八章介绍双相钢的疲劳裂纹萌生、扩展和门坎值的实验结果，同时介绍双相钢在腐蚀环境下使用时的性能——氢脆和工艺性能——点焊性。

最后一章介绍双相钢的生产和应用情况，我们希望本书尤其本章的内容可促进双相钢在我国早日开花结果。

各章之间互有联系，但基本自成体系，可供单独阅读。

本书的若干章节承材料科学和测试技术丛书编委孙珍宝先生

阅，第六章承北京航空学院钟群鹏副教授校阅，他们提出的宝贵意见已经著者采用于书中，在此敬表谢意。

本书涉及物理和力学冶金的广大领域，限于作者水平，编著中可能有不当之处，热情希望读者多加指正。

作者

1984年元月

目 录

第一章 双相钢的产生与发展	1
1.1 概述	1
1.2 汽车工业的发展和低合金高强度钢板的应用	2
1.3 低合金高强度钢的发展和双相钢的产生	5
1.4 双相钢的发展概况	7
1.5 展望	9
参考文献	11
第二章 临界区加热时奥氏体的形成	13
2.1 概述	13
2.2 临界区加热时奥氏体的形成	14
2.2.1 奥氏体形成的观察	14
2.2.2 奥氏体形成动力学	20
2.3 临界区加热时奥氏体的形成模型	24
2.3.1 奥氏体长大的几何特征	24
2.3.2 奥氏体形成动力学的计算	33
2.3.3 奥氏体的长大和合金元素分配	43
2.3.4 碳和合金元素在 α 和 γ 相中的分配及其意义	52
2.4 影响临界区加热时奥氏体形成的因素	57
2.4.1 钢的成分	57
2.4.2 初始显微组织	61
2.4.3 热处理工艺	63
2.5 临界区加热时奥氏体形成图	64
参考文献	66
第三章 双相钢的显微组织	68
3.1 概述	68
3.2 双相组织的形貌学	68
3.3 双相钢的显微组织特征	71

3.3.1	双相钢显微组织的显示方法	72
3.3.2	光学显微镜观察时双相钢的显微组织特征	74
3.3.3	扫描电镜观察时双相钢的显微组织特征	77
3.3.4	透射电镜观察时双相钢的显微组织特征	78
3.4	双相钢显微组织参数的定量测试方法	91
3.4.1	马氏体体积分数的测定	91
3.4.2	马氏体岛大小的测定	92
3.5	影响双相钢显微组织特征的因素	93
3.5.1	合金元素	93
3.5.2	临界区加热温度	97
3.5.3	加热后冷却速率	99
3.5.4	热轧工艺	103
3.5.5	轧制变形的影响	105
3.5.6	临界区加热前组织状态	108
3.5.7	回火	109
3.6	双相钢显微组织的变形	113
3.7	综述	118
	参考文献	119
第四章	双相钢在单轴拉伸下的变形特性	122
4.1	概述	122
4.2	单轴拉伸下的变形特性参量	122
4.2.1	应力应变曲线	123
4.2.2	真应力真应变曲线	124
4.2.3	加工硬化和塑性失稳	127
4.2.4	塑性应变各向异性比	129
4.2.5	影响单轴拉伸试验时流变特性的因素	131
4.3	双相钢单轴拉伸时的变形特性	135
4.3.1	双相钢的工程应力应变曲线	135
4.3.2	双相钢的真应力真应变曲线	136
4.3.3	双相钢的屈服特性	137
4.3.4	双相钢的加工硬化和应变速率敏感性	141
4.3.5	双相钢的抗拉强度和总延伸率	149

4.3.6	双相钢的 \bar{r} 值	150
4.4	双相钢单轴拉伸下各变形特性参量的关系	151
4.4.1	抗拉强度和延伸率的关系	151
4.4.2	加工硬化指数 n 和屈服强度的关系	154
4.5	影响双相钢变形特性的因素	156
4.5.1	马氏体体积分数	156
4.5.2	马氏体中碳含量	162
4.5.3	马氏体相的分布和形态	169
4.5.4	铁素体性能	177
4.5.5	残留奥氏体	184
4.5.6	合金元素	187
4.5.7	临界区加热温度	199
4.5.8	临界区加热温度下的保温时间	204
4.5.9	临界区加热后的冷却速率	206
4.5.10	晶粒大小	213
4.5.11	预变形	214
4.5.12	时效或回火	216
4.5.13	预应变加时效	227
4.5.14	其它因素的影响	232
	参考文献	234
第五章	描述双相钢变形特性的模型	240
5.1	概述	240
5.2	混合物定律	242
5.2.1	纤维复合材料的混合物定律	242
5.2.2	双相钢的混合物定律	247
5.3	连续力学模型	259
5.3.1	等应变模型	259
5.3.2	应变分配模型	267
5.3.3	应力分配模型	280
5.3.4	其它模型	283
5.3.5	几种变形模型的图示	286
5.4	微观力学模型	286

5.5	综合变形模型	291
5.6	双相钢应力应变曲线分析	295
5.7	双相钢的屈服模型	301
5.8	双相钢中的包辛格(Bauschinger)效应	303
5.8.1	包辛格效应的定义及描述参量	303
5.8.2	描述包辛格效应的模型	305
5.8.3	双相钢中的包辛格效应	307
	参考文献	311
第六章	双相钢的成形性	315
6.1	概述	315
6.2	有几何约束的成形试验	316
6.2.1	圆顶冲头延展试验和成形极限图 (FLD)	316
6.2.2	FLD的理论计算	328
6.2.3	影响FLD极限应变的因素	338
6.2.4	液压鼓胀试验	344
6.3	无几何约束的成形试验	345
6.3.1	单轴拉伸试验	345
6.3.2	延展弯曲试验	345
6.3.3	胀孔试验	346
6.4	双相钢的成形性	347
6.4.1	双相钢的有几何约束的成形性	347
6.4.2	双相钢无几何约束的成形性	358
6.5	双相钢成形构件的其它特性	368
6.5.1	回弹	368
6.5.2	压痕抗力	377
6.5.3	帽形结构静压溃抗力和撞击吸能	378
6.6	结语	379
	参考文献	381
第七章	双相钢的断裂特性	384
7.1	概述	384
7.2	解理断裂应力的测试方法	384

7.2.1	V型钝缺口试样慢弯曲试验法	384
7.2.2	影响解理断裂应力测定结果的因素	391
7.3	双相钢解理裂纹的萌生	394
7.4	双相钢解理裂纹的扩展	398
7.4.1	解理断裂时的裂纹扩展准则	398
7.4.2	双相钢解理裂纹扩展的观察	401
7.4.3	双相钢的解理断裂应力和有效表面能	403
7.5	解理断裂的工程意义和提高双相钢解理断裂应力的途径	404
	参考文献	406
第八章	双相钢的其它性能	408
8.1	双相钢的疲劳	408
8.1.1	双相钢的疲劳强度	408
8.1.2	双相钢的疲劳裂纹萌生和扩展	411
8.1.3	双相钢疲劳裂纹扩展的门坎值	415
8.1.4	影响双相钢疲劳性能的因素	419
8.2	双相钢的冲击韧性	426
8.3	双相钢的氢脆	430
8.4	双相钢的点焊性	437
第九章	双相钢的工业生产和应用	446
9.1	概述	446
9.2	双相钢的工业性试验、生产和应用概况	447
9.3	双相钢的生产工艺	457
9.3.1	热处理双相钢的生产工艺	457
9.3.2	热轧双相钢的生产工艺	460
9.4	影响工业生产的双相钢性能的因素	464
9.4.1	影响热处理双相钢性能的因素	464
9.4.2	影响热轧双相钢性能的因素	469
	参考文献	476
附录 1	数点法(或截线法)测定双相钢中马氏体体积分数的统计处理	478
附录 2	FLD的三种理论分析对比	482

第一章 双相钢的产生与发展

1.1 概述

由低碳钢或低合金高强度钢经临界区处理或控制轧制而得到的，主要由铁素体和马氏体所组成的钢叫双相钢。这种钢具有屈服点低、初始加工硬化速率高以及强度和延性匹配好等特点，已成为一种强度高成形性好的新型冲压用钢。它的出现为发展和生产高强度高延性的低合金高强度钢板指出了一条新的途径，因而引起了人们的强烈兴趣。

如所周知，除了应用在腐蚀性的环境之外，要求结构钢应有的主要性能是强度、韧性和延性^[1]。使这些性能尽可能令人满意的主要困难是强度与延性的关系通常是相互矛盾的，即强度的升高往往降低或牺牲其它性能。而韧性和延性的增长，常伴随着强度的下降。取得这些相互矛盾的性能最优值的一个重要方法就是应用复合材料概念进行合金设计^[1]。这一方法的基本原理是利用一个复合物，依靠这个复合物使得各相的优点尽可能得到发挥，同时使它们的缺点由于其它相的存在而减少或消除。第二相的大小、分布、形状和体积分数影响和控制着双相的力学性能，这在一定程度上提供了达到最佳力学性能状态的冶金灵活性，这种灵活性在单相结构和许多沉淀强化材料中是不存在的。双相钢就是在这种原理指导下进行合金设计的一个例子。这类钢因强韧的马氏体（承载组分）引入到高延性的铁素体中而强化。铁素体赋予这类钢高的延性。两相的比例则视对双相钢综合性能的要求而定。

任何新技术的开发和新材料的出现，往往与生产上的需要密切相关，双相钢的产生和发展正是汽车工业的发展和需要采用高强度高成形性板材的直接结果。同时，由于双相钢的生产工艺简单，以及用固态相变产生的双相组织保证了两相之间的很好结

合。因此双相钢自1968年出现以来，迅速发展并在汽车工业上得到应用。

1.2 汽车工业的发展和低合金高强度钢板的应用

近20年来，世界上主要工业化国家，汽车尤其是小汽车的生产迅速发展。以美国为例，1973年小汽车约一亿五千万辆，而且这一数字每20年几乎翻一番。汽车工业的迅速发展产生二个主要问题：一是汽车数量增多，车速增高，车祸增多；为保证人员和车辆安全，美国在1966年制定了联邦汽车安全标准 (Federal Motor Vehicle Safety Standard)^[2]，这个标准的内容，在技术上逐年加严。此外，1970年，美国与西欧、日本等国共同制定了安全实验车 (Experimental Safty Vehicle) 计划，并进行了几年的研究试制和国际交流，从而得出，保证安全的一个重要措施是汽车构造和构件要显著增强。例如美国规定^[3]汽车的前保险杠必须承受在5mile/h (8.05km/h) 车速下的撞击而无任何永久变形。第二个问题是如何减少行车油耗，节约能源。能耗问题由于70年代初期的石油危机而变得尖锐化。石油供应短缺和价格猛涨迫使一些国家采取相应的对策，例如美国^[2]、日本^[3]相继制定了内容类似的能源政策。美国的法律要求各汽车厂销售的小汽车的平均油耗：1978年为18mile/gal, 1980年为20mile/gal, 1985年为27.6mile/gal。此外，为了保护环境，美国等国家于1973年制定了轿车排气控制法规，规定了废气尤其是NO_x的排出量。因此必须增加排气净化装置，才可满足规定标准。但排气净化装置也会增加汽车自重，增加油耗。

降低汽车油耗虽然可以通过提高发动机效率，增加传动效率，减少运行阻力等方法；但是根据汽车油耗和汽车重量成线性关系的试验结果^[4]，如汽车自重降低10%，在其它条件不变的情况下，则可使汽车油耗降低10%，可见降低汽车自重是降低汽车油耗的简单而有效的方法。从汽车制造、使用中耗能的统计结果来看^[4]：假定一部小汽车“一生”所耗能量为 3×10^8 kcal，则行驶占82%，制造材料占10%，加工工艺占5%，轮胎占2%，润滑

油占1%。可以看出减少汽车自重从而降低使用中的油耗的重要意义。因此,美国汽车的自重自1974年以来,已经迅速下降,例如:1977年轿车平均重量为1900kg,预计在1985年将下降到1360kg。汽车自重的这种明显的变化只有通过各种构件用材的变化才可能实现。

减轻汽车自重可以采用比重小的铝合金,塑料以及纤维增强复合材料;但这些材料和低合金高强度钢相比,不只制造过程耗能多,工艺复杂,而且现阶段的价格也较高。根据我国及美国有关部门进行的德尔菲(Delphi)预测^①,为了减少能源消耗,汽车工业用材近期仍以钢为主,中期可能发展铝合金,远期才发展工程塑料和复合材料。这和Compton对美国汽车材料使用的预测是一致的^[2];Compton指出:即使到1985年,汽车工业中钢的用量还会占60%以上,而且高强度钢材的用量会有显著增加。

在一部汽车中,钢板的重量占车体材料的83%以上^[4]。因此,采用低合金高强度钢板,代替传统的低碳钢板,对减轻汽车自重、降低油耗,提高汽车构件强度,保证安全行驶,都具有重要的意义。正如Nitto^[5]等人所指出的:“现在可以毫不夸张地说,如何利用高强度钢板已经成为影响八十年代小汽车制造全局的关键技术问题。”基于最近几年的试验结果和所进行的理论分析,高强度钢板的应用及其在各类汽车零部件中的作用总结于表1-1^[5]。

表中 P_c 为压溃强度; A_k 为压溃吸能; P_i 为压痕抗力; P 为小变形抗力; σ_w 为疲劳强度; σ_b 为抗拉强度; t 为板材厚度; σ_s 为成形零件应变下的板材的流变应力; E_b 为动荷设计模量; n 为常数。由表中各关系方程可以看出:除疲劳强度外,其它各性能均正比于板材厚度和相应的材料性能(抗拉强度、流变应力和弹性模量)。如果材料强度提高,在所要求的性能不变或略有提高的前提下,则板材构件厚度可以减薄,因而可以降低构件重量。承

①重庆重型汽车研究所,八十年代的美国汽车工业,1982,9月。

表 1-1 高强度钢板在汽车中的应用

零、部件使用中可能承受的变形量	零、部件的名称	所希望的零、部件性能	板材厚度、强度和性能之间的关系方程
大的塑性变形	保险杠加强体 防冲柱	高的压溃强度	$P_s \propto t \cdot \sigma_b^n$ $n \sim \frac{1}{2}$
	边板(梁)加强筋	高的撞击吸能	$A_E \propto t^2 \cdot \sigma_b^{2.7}$ $n, \frac{1}{2} \sim \frac{2}{7}$
小的塑性变形	车顶盖板 门 油箱盖板	高的压痕抗力	$P_t \propto t \cdot \sigma_p^n$ $n \sim \frac{1}{2.5}$
非常小的变形 (弹性和塑性)	车身边梁 横梁	高的模量值	$P \propto t \cdot E_D^n$ $\frac{1}{E_D} = \frac{1}{E} + \frac{1}{E_s}$
非常小的弹性变形	边梁 车轮	高的疲劳强度	$\sigma_w \propto \sigma_b$

受大变形的保险杠加强体为例，该零件在使用中承受大的撞击载荷，希望具有较高的压溃强度。厚度、强度和压溃强度之间的关系方程为 $P_s \propto t \cdot (\sigma_b)^n$ ， $n = \frac{1}{2}$ 。如以厚度 $t = 5\text{mm}$ 的普通碳钢制造，设低碳钢的 $\sigma_b = 280\text{MPa}$ ，则 $P_s = 84K$ ，(K 为常数)；如采用强度 $\sigma_b = 430\text{MPa}$ 的SAE950X制造， P_s 保持不变，则厚度可减为4mm或重量可降低20%；如采用 $\sigma_b = 600\text{MPa}$ 的SAE980X制造， P_s 不变，则厚度可减至3.4mm，重量可减少30%；如仍用980X制造，但重量只降低20%，则 P_s 可提高到98K。这个例子说明了采用高强度钢的优越性。这和文献[9]中所列的采用屈服强度为350MPa的HSLA钢代替低碳钢可分别使前梁、发动机支架、保险杠加强体、保险杠、门、发动机内外盖板等构件板厚减少15~25%的计算结果是一致的。因此采用高强度钢板制造车

体构件，可以减少板材厚度，降低构件重量，从而节约行驶油耗，并保证安全运输。

1.3 低合金高强度钢的发展和双相钢的产生

低合金高强度钢的名称于1934年在美国出现（美国称HSLA钢、日本称高张力钢，苏联称低合金钢、西德则称为低合金焊接结构钢），当时系指在普通低碳钢中加入少量合金元素，屈服强度为 28kgf/mm^2 ①的一些钢种。1975年，Cohen和Owen^[6]把低合金高强度钢定义为屈服强度等于 $350\sim 700\text{MPa}$ 具有良好低温韧性、成形性和焊接性的钢类。半个世纪以来，由于技术上的进步，生产工艺的发展以及应用理论研究的深入，低合金高强度钢发展很快，形成几个分支，以满足不同类型的构件对钢材性能的要求。

回顾低合金高强度钢发展的历史可以看出：人们对低合金高强度钢的性能要求在不断地变化^[11]，与此相对应的强化机制也在不断的发展。从性能来看，低合金高强度钢大体经历了以提高强度为主的初期阶段，到强度和韧性的相对平衡，然后到强度、韧性、可焊性的综合考虑以及最近的强度和成形性的平衡等阶段。而各阶段之间并无严格界限，并且可能是相互联系的。从强化机制来看，低合金高强度钢先后经历了固溶强化为主，沉淀强化为主，显微组织强化（针状铁素体和无碳贝氏体）为主，利用各种强化机制的综合强化，以及最近发展的复合材料强化等发展阶段。而各强化机制之间又是相互渗透和相互影响的。

早期设计和发展低合金高强度钢时，主要依据是抗拉强度。由于这类钢大量用于铆接的桥梁、船舶等结构件，不需考虑冷成形性和焊接性。其生产方法是热轧，主要强化手段是固溶强化，或者调整碳和锰的含量以改变钢中铁素体和珠光体的比例来提高强度。二次世界大战期间，由于采用焊接工艺而出现的船舶断裂、容器爆炸等事故，机械制造上要求改善低合金高强度钢的断裂韧性、韧脆转折温度、焊接热影响区的韧性等。而在五十年代

① $1\text{kgf/mm}^2=9.8\text{MPa}$ 下同。