

高性能热变形 Q&P钢的组织与性能

Gaoxingneng Rebianxing
Q&P Gang de Zuzhi yu Xingneng

刘和平 著 ■



国防工业出版社

National Defense Industry Press

高性能热变形 Q&P 钢 的组织与性能

刘和平 著

国防工业出版社

· 北京 ·

内 容 简 介

本书结合第三代高性能 Q&P 钢的研究结果,提出变形、相变和碳分配同时实现的高强度钢设计思想,即利用高温变形来细化组织,利用 Q&P 工艺实现对硬相马氏体和软相残余奥氏体的调控;系统地研究了热变形淬火碳分配钢的成分、工艺与组织设计,以及在室温单向拉伸条件下钢的组织与力学性能。本书可为发展具有自主创新和知识产权的第三代新型超高强度复相钢提供理论依据和参考的数据。全书共 10 章,首先介绍了第一、二、三代高强钢的发展,Q&P、QPT 钢的设计思想,然后阐述了 HS-QP 和 DIFT-QP 先进超高强塑积钢的遗传、显微组织与力学性能等。

本书可供从事材料科学、金属学、力学等研究的科技人员参考,也可作为高等院校相关专业的教学参考书。

图书在版编目(CIP)数据

高性能热变形 Q&P 钢的组织与性能 / 刘和平著.

—北京:国防工业出版社,2015.7

ISBN 978-7-118-10307-6

I. ①高… II. ①刘… III. ①高强度钢—

研究 IV. ①TG142.7

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2015)第 191032 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 100048)

北京京华虎彩印刷有限公司印刷

新华书店经售

※

开本 880×1230 1/32 印张 3 $\frac{3}{4}$ 字数 108 千字

2015 年 7 月第 1 版第 1 次印刷 印数 1—1000 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)88540777

发行邮购:(010)88540776

发行传真:(010)88540755

发行业务:(010)88540717

前 言

为了实现汽车轻量化、节约资源和减少环境污染,发展高强度钢是一种行之有效的途径。目前,第一代、第二代高强钢已经不能满足汽车工业未来发展对轻量化和高安全性的双重要求。因此,发展高强度钢不但有其必要性而且有其紧迫性。

本书结合现有的研究结果,提出两种新型的钢材热变形可控淬火一体化处理方法,分别是热成形-淬火碳分配(Hot Stamping - Quenching & Partitioning, HS-QP)工艺和形变诱导铁素体相变-淬火碳分配(Deformation Induced Ferrite Transformation - Quenching & Partitioning, DIFT-QP)工艺。通过这两种工艺获得了高强度且具良好塑性的复相钢,其性能满足第三代汽车钢高性能的要求,并利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)、X射线衍射(XRD)、热膨胀仪和力学性能测试等多种方法研究了HS-QP和DIFT-QP先进超高强塑积钢的微观组织与力学性能,提出了HS-QP工艺获得的细化复相组织演化模型。

本书的出版受到中北大学青年基金和材料科学与工程学院的积极支持和鼓励,得到了山西省基础研究计划项目(2015011036)的资助,并得到了太原市尖草坪区科技项目“2060403 产业技术研究与开发”的资助,谨在此表示衷心的感谢。限于编者水平有限,加之成书仓促,缺点和疏漏之处在所难免,恳请读者批评指正。

刘和平
2015年4月

目 录

第1章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 先进高强度钢(AHSS)的发展历史和现状	3
1.2.1 第一、二代先进高强度钢	4
1.2.2 第三代先进高强度钢	6
1.3 热成形钢的发展及现状	8
1.3.1 热成形工艺的概念与微观组织	8
1.3.2 热成形钢中各元素的作用及力学性能	10
1.4 Q&P 和 Q-P-T 热处理工艺简介	12
1.4.1 Q&P 和 Q-P-T 工艺的概念与微观组织	12
1.4.2 Q&P 和 Q-P-T 钢中各元素的作用及 影响残余奥氏体稳定性的因素	15
1.4.3 Q&P 和 Q-P-T 钢优异的力学性能	17
1.5 形变诱导铁素体相变(DIFT)技术简介	18
1.6 先进超高强度钢的设计	20
1.6.1 钢的主要强化机制	20
1.6.2 钢的主要塑性增强机制	22
1.6.3 高强度钢的组织、成分和热处理设计原则	24
1.6.4 一些高强度钢的设计思想	24
1.7 研究意义和目的	26
参考文献	28
第2章 材料制备与实验方法	36
2.1 实验用钢的成分设计	36
2.2 试样制备	38
2.3 热模拟实验及热处理工艺	38

2.4	热膨胀实验	39
2.5	显微组织分析与表征方法	39
2.5.1	OM 及 SEM 观察	39
2.5.2	TEM 观察	40
2.5.3	XRD 分析	41
2.6	力学性能测试	41
参考文献		41
第3章	HS-QP 钢的设计	43
3.1	引言	43
3.2	HS-QP 钢的设计	45
3.2.1	HS-QP 钢的成分设计	45
3.2.2	HS-QP 钢的组织设计	45
3.2.3	HS-QP 钢的工艺设计	46
参考文献		50
第4章	HS-QP 钢的组织表征	54
4.1	XRD 分析	54
4.2	OM 及 SEM 观察	55
4.3	TEM 观察	58
参考文献		61
第5章	HS-QP 钢的力学性能	63
5.1	HS-QP 钢的力学性能	63
5.2	Q&P 处理对热成形的性能影响分析	66
参考文献		69
第6章	HS-QP 钢的马氏体相变	71
6.1	HS-QP 钢的马氏体相变	71
6.1.1	热成形+Q&P 处理中的马氏体相变热力学	71
6.1.2	热成形+Q&P 处理中的马氏体形态、微观结构	72
6.2	HS-QP 钢:一种新型第三代高强度复相钢	77
6.3	小结	78
参考文献		80

第 7 章 DIFT - QP 钢的设计	82
7.1 引言	82
7.2 DIFT - QP 钢的组织设计	83
7.3 DIFT - QP 钢的工艺设计	84
参考文献	86
第 8 章 DIFT - QP 钢的显微组织分析	89
8.1 临界区显微组织的形成	89
8.2 碳分配过程中的显微组织演化	90
8.3 形变诱导对铁素体和马氏体的影响	92
8.4 形变诱导对残余奥氏体的影响	93
8.5 残余奥氏体的形态	95
参考文献	95
第 9 章 DIFT - QP 钢的力学性能和组织演化	97
9.1 力学性能	97
9.2 DIFT - QP 过程的微观组织演化	98
9.3 小结	100
参考文献	102
第 10 章 热变形淬火碳分配钢细化复相组织形成机制	103
10.1 引言	103
10.2 变形 + 相变细化组织探讨	103
10.3 HS - QP 工艺获得的细化复相组织	106
10.4 DIFT - QP 工艺获得的细化复相组织	110
10.5 热变形淬火碳分配钢的强韧化原理	111
10.6 小结	113
参考文献	114

第 1 章 绪 论

1.1 引 言

钢铁材料可以通过合金化、冷热加工、热处理等技术改变其形状、尺寸、力学性能等,以满足机械、建筑、冶金、化工等不同行业的需求,是人类使用的最主要的材料。钢铁材料具有资源丰富、生产规模大、易于加工、性能多样可靠、价格低廉、使用方便和便于回收等特点,是人类生活和生产活动中必不可少的部分,是国民经济和社会发展的重要物质基础。钢铁材料的发展水平是一个国家国民经济发展水平和经济实力的重要标志。

经济和社会发展需要高性能钢铁材料。钢铁材料是人类生活和生产活动中不可缺少的部分,是人类文明的物质基础^[1-3]。人类社会开始从农业和手工业社会进入了工业社会,就有钢铁材料的大量生产和广泛应用。特别是 19 世纪中叶开始的液态炼钢法的出现和人们的钢铁科研活动,产生了大量的钢铁材料品种,为工业化提供了物质基础。20 世纪,随着科学技术的进步,对钢铁材料的理论认识不断加深,生产和应用技术创新持续不断,新型钢铁材料层出不穷,满足经济和社会发展的需求。进入到 21 世纪,经济和社会发展对钢铁材料提出了更多和更高的要求,科学技术的发展为人们认识钢铁材料和制备钢材品种提供了基础,新型高性能钢铁材料出现的频度加快。建筑设施、交通运输、能源生产、机器制造等都是立足于钢铁材料的应用基础之上^[4,5]。我们的日常生活改善也与钢铁材料密切相关,锅碗瓢勺、家电、汽车都在采用新型钢铁材料。在可以预见的未来,钢铁材料以其量大面广、性能多样、价格低廉、方便实用、容易回收的特点,仍然是人类社会的主要结构材料。

钢铁材料是不断发展的新材料。由于钢铁材料的应用范围越来越广,对其服役性能的要求不断提高。如大型高层建筑要求钢材具有高强度和低屈强比以发挥建筑效能和抗地震破坏,节能汽车要求钢材具备高强度和高塑性以减轻质量和提高碰撞安全性。同时,钢的物理金属学、化学冶金学等学科的发展,为新型钢铁材料的产生提供了理论基础^[6,7]。因此,钢的理论知识的发展加快了钢铁材料的更新换代。

钢铁产业发展需要调整钢材产品结构。中国只是钢铁大国,而不是钢铁强国,我国的粗钢产量约占世界粗钢产量的 46%,如图 1.1 所示^[8]。自主创新能力弱,缺乏有技术竞争力的钢铁材料,大多数钢铁企业生产的钢材产品雷同。现在,我国生产的大多数钢铁材料技术都源自其他工业化国家,特别是一些新型的钢铁材料,如:建筑用钢高强度钢、汽车用 DP 钢和 TRIP 钢、能源用 T/P91 钢和 T/P92 钢等。因此,在这种形势下,钢铁企业对创新技术的追求在增长,我国钢铁行业担负着通过技术研发提高产品市场竞争力的重任。但是,中国钢铁工业的产品结构始终困扰着中国钢铁业的发展。从数量和品种质量角度来讲,我国钢铁工业还不能满足国民经济发展的需求。这表明,中国钢铁产品结构失衡。这种状况不利于中国钢铁产业乃至中国经济发展,高端钢材价格昂贵、附加值高,同时对技术要求较高,在这方面中国仍是一个软肋。我们需要持续不断地开展深入的基础研究工作,提高自主创新能力,促进高档钢材产品满足国内需求,调整中低档钢材产品的结构。在这种情况下,我们必须从关注扩大用钢量转变为最大限度地为建筑设施提供轻质和长寿的钢材,针对量大面广的钢铁材料,研发高性能、低成本、易加工、高精度、绿色化钢材,形成自主创新能力,降低能源和矿产资源消耗。为汽车制造提供轻质和安全的钢材,需要研发高强度、高塑性和易加工的钢材,达到世界先进水平,提高我国汽车的节能减排水平和碰撞安全性^[9]。

社会发展对钢铁材料提出了以高性能化为主的更多和更高的要求^[10-15]。近年来,我国制造业的快速发展,城市化进程加快和大量交通、能源、水利、电力等基础设施的建设使用了大量的钢铁材料。如此大量的钢铁材料生产消耗了大量资源、排放出气体和固体、带来交通运输紧张。社会的可持续发展要求钢铁材料在生产、加工和应用等全

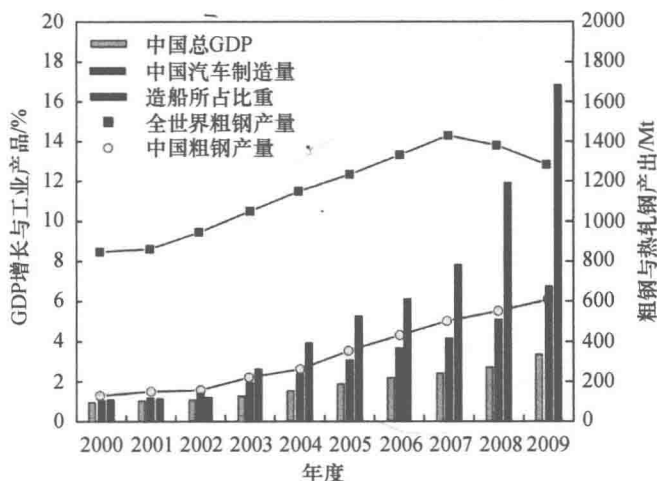


图 1.1 近年来中国经济与钢铁发展^[8]

寿命周期内应考虑气体排放、固体废弃物、矿石资源、水资源、能源、交通运输、回收利用等因素。通过钢铁材料的高性能化可以直接减少钢材消耗量,从而降低排放、减少资源消耗、减轻运输压力;高性能化还可以提高钢铁材料应用设施的服役性能,从而降低能源消耗,减少排放,保护环境。因此,高性能化是我国钢铁材料未来的发展方向。

1.2 先进高强度钢(AHSS)的发展历史和现状

国际钢铁协会(IISI)《先进高强度钢应用指南》第三版中将高强钢分为传统高强度钢(Conventional HSS)和先进高强度钢(AHSS)。传统高强钢主要包括碳锰(C-Mn)钢、烘烤硬化(BH)钢、高强度无间隙原子(HSS-IF)钢和高强度低合金(HSLA)钢;先进高强度钢,也称为高级高强度钢,其英文缩写为AHSS(Advanced High Strength Steel)。AHSS主要包括双相(DP)钢、相变诱导塑性(TRIP)钢、马氏体(M)钢、复相(CP)钢、热成形(HF)钢和孪晶诱导塑性(TWIP)钢。AHSS的强度在500~1500MPa之间,具有很好吸能性,在汽车轻量化和提高安全

性方面起着非常重要的作用,已经广泛应用于汽车工业,主要应用于汽车结构件、安全件和加强件如 A/B/C 柱、车门槛、前后保险杠、车门防撞梁、横梁、纵梁、座椅滑轨等零件。

1.2.1 第一、二代先进高强度钢

双相钢(DP)、马氏体钢(MART)、复相钢(CP)、相变诱发塑性钢(TRIP)和热成形钢(HS)等的强度范围为 500 ~ 1600MPa,均具有高的减重潜力、高的碰撞吸收能、高的成形性和低的平面各向异性等优点,在汽车上得到了广泛应用,被称为第一代高强度钢。第一代高强度钢的显微组织是以铁素体为基体。

DP 钢的显微组织主要是铁素体和马氏体,马氏体以岛状分布于铁素体基体中,马氏体的含量为 5% ~ 20%,钢的强度随马氏体含量的增加不断提高。强度范围一般为 500 ~ 1000MPa。CP 钢也称多相(MP)钢或部分马氏体钢(PM),其显微组织主要是铁素体、贝氏体和马氏体,少量的马氏体分布在细小的铁素体和贝氏体基体中。另外,还可以通过析出强化进一步进行强化。强度范围为一般为 800 ~ 1000MPa。马氏体钢的显微组织主要是板条马氏体,强度范围一般为 900 ~ 1500MPa,是目前商业化 AHSS 中强度级别最高的钢种。

热冲压成形钢(MnB 钢)是新日本钢铁株式会社和 Acelor 公司共同开发的一种超高强度马氏体钢。典型 MnB 钢种 22MnB5 是利用钛和硼微合金化的方法,通过热成形后急冷获得高的成形度和极高的强度。热成形钢(HS)的典型化学成分约为 0.22% C、1.21% Mn、0.25% Si,加入微量的 B、P、Ti 等元素。B 的含量与普通钢板相比较,其主要作用是提高淬透性,只须加入极微量就会有明显的影响;Mn 元素的加入也能提高钢板的淬透性,这两种元素使得钢板淬火冷却时内部得到充分的马氏体化。轧制状态下钢板的组织为铁素体和珠光体,强度低,成形性好;热成形钢在 900℃ 左右被全奥氏体化,强度约 200MPa,延伸率达到约 50%,因而成形性好,成形精确;热成形后由全马氏体组织构成,强度提高到约 1500MPa,延伸率下降到低于 8%。

TRIP 钢是近几年才商业化开发的钢种,它具有高的强塑积,特别适合用于要求具有高碰撞吸收能的零件,如纵梁等。TRIP 钢的显微

组织主要由铁素体、贝氏体和残余奥氏体组成,因此也称为残余奥氏体(RA)钢。残余奥氏体分布在铁素体和贝氏体的基体中,含量为5%~15%,马氏体和贝氏体等硬相以不同的含量存在。强度范围一般为600~1000MPa。与DP钢相比,TRIP钢具有更高的延伸率,TRIP钢的初始加工硬化指数虽然小于DP钢,但在很长应变范围内仍保持较高的加工硬化指数。

TRIP钢具有高伸长率的本质是应变诱发残余奥氏体转变为马氏体^[16],同时相变引起的体积膨胀伴随着局部加工硬化指数增加,使得变形很难集中在局部区域,因此可以得到分散而均匀的变形,实现了强度和塑性较好的统一,较好地解决了强度和塑性的矛盾。TRIP钢的生产需要在贝氏体区等温保持一段时间形成贝氏体和富C的奥氏体,其主要成分是C、Si和Mn,其中Si的主要作用是抑制贝氏体转变时渗碳体的析出。随着钢板强度的提高,还需要添加Nb等微合金元素,Nb在细化铁素体晶粒的同时,不影响残余奥氏体的稳定性。

目前,Acelor等钢铁厂家正在积极开展孪晶诱导塑性钢(TWIP)、具有诱导塑性的轻量化钢(L-IP)的研究。室温下,这些钢种的组织为稳定的残余奥氏体。当施加一定的外部载荷后,由于应变诱导出现了机械孪晶,会产生大的无颈缩延伸,因而显示出非常优异的力学性能、高的应变硬化率并具有极高的塑性(60%~90%)和较高的强度(600~1000MPa),被称为第二代高强度钢^[17-19]。第二代高强度钢在常温下都是奥氏体单相组织,可以看作是奥氏体为基的先进高强度钢。TWIP钢是一种具有高强度、高塑性、高吸收能的钢材,是近几年国外研究的热点钢种之一。TWIP钢的成分通常主要是Fe,添加质量分数为15%~30%的Mn,并加入一定量的Al和Si,也有再加入少量的Ni、V、Mo、Cu、Ti、Nb等。TWIP钢在室温下的显微组织是稳定的残余奥氏体,但是如果施加一定的外部载荷,由于应变诱导产生机械孪晶,会产生大的无颈缩延伸,显示非常优异的力学性能,在具有高强度的同时兼有高延伸率和高加工硬化指数。TWIP钢的强度可以达到800MPa以上,延伸率可以达到60%~95%,30%应变时的 n 值可以达到0.55。

1.2.2 第三代先进高强度钢

当前,美国钢铁协会等单位正在积极发展第三代先进高强度汽车用钢,如图 1.2 所示。第三代先进高强度汽车用钢兼有第一代和第二代高强度汽车用钢的微观组织特点,并充分利用晶粒细化、固溶强化、析出强化及位错强化等手段来提高其强度,通过应变诱导塑性、剪切带诱导塑性和孪晶诱导塑性等机制来提高塑性及成形性能。

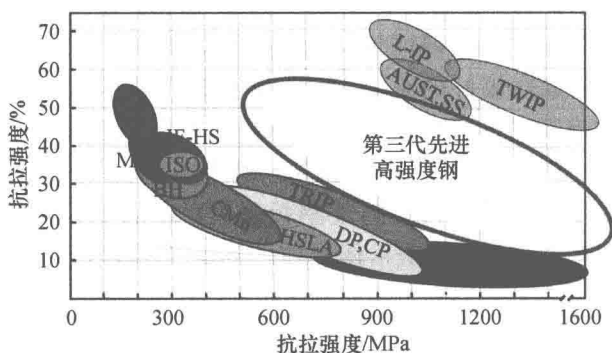


图 1.2 各类汽车用钢板的拉伸强度和延伸率的关系^[20]

由图 1.2 可以看出,第一代汽车用钢的抗拉强度可以从 IF 钢的 300MPa 提高到马氏体钢的 2000MPa,甚至更高。但是它们的塑性基本随抗拉强度的提高而降低。可以说具有较低强塑积的第一代汽车钢已经不能满足汽车工业未来发展对轻量化和高安全的双重要求。对于第二代汽车用钢,它的抗拉强度在 800 ~ 1000MPa 的水平上,而且它们的塑性在 50% ~ 80% 的范围内。由此可见,第二代汽车用钢的强塑积远远高于第一代汽车用钢,表明第二代汽车用钢具有非常高的碰撞吸能能力与良好的成形能力。但是相比于合金含量小于 5% 的第一代汽车用钢,第二代汽车用钢添加了大量的 Cr、Ni、Mn、Si 和 Al 等合金元素,其总合金含量高达 25% 以上,导致其成本较高、工艺性能较差及冶金生产困难较大。为了适应节约资源、降低成本、汽车轻量化和提高安全性的要求,需要研发具有成本接近第一代汽车用钢而性能接近第二代汽车用钢的低成本高强高塑第三代汽车用钢。因此,低成本

和高强塑是未来汽车用钢的发展方向。

图 1.3 为马氏体和铁素体、马氏体和奥氏体组成的双相组织的强度和工程应变曲线图从图中可以看到,随着强度较高的双相马氏体的比例提高,强度也随之提高,而塑性则有所下降。奥氏体和马氏体组成的双相组织在同样强度的条件下,其塑性要高于铁素体和马氏体双相组织的钢材。

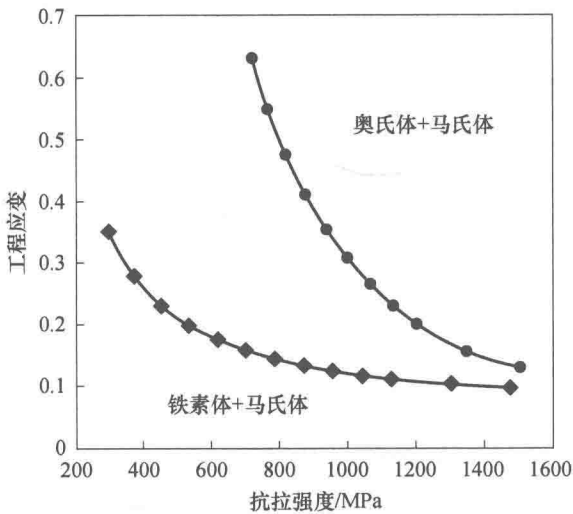


图 1.3 铁素体 + 马氏体和奥氏体 + 马氏体组织的强度与韧性的关系^[20,21]

钢的显微组织结构决定钢的性能,因此,在开发低成本高强高塑第三代汽车用钢过程中,设计和控制组织显得尤为重要。Matlock 等^[20,21] 基于第三代汽车用钢马氏体和奥氏体复相组织理论,预测出了铁素体和马氏体、奥氏体和马氏体组织的强度与韧性的关系,如图 1.3 所示。从图可以出,通过组织调控来获得奥氏体和马氏体的双相组织,以获得高强高塑第三代汽车用钢的力学性能。例如,美国的 Speer 等^[22-25] 在含 Mn - Si 的 TRIP 钢基础上,将低碳和中碳含硅钢经奥氏体化后直接淬火到 M_s (马氏体相变开始温度) 和 M_f (马氏体相变结束温度) 之间的某一温度,形成一定量的马氏体和未转变的奥氏体,然后在该淬火温度或者在 M_s 以上的某一温度进行等温,使碳原子由马氏

体分配至未转变奥氏体,从而在室温下获得由马氏体和残余奥氏体两相组成的复相组织,得到了较高的强度和良好塑性及韧性的配合。这种马氏体型钢热处理的新工艺被称为淬火 - 分配工艺 (Quenching and Partitioning, Q&P)。碳分配的温度可以等于初始淬火温度,也可以高于初始淬火温度,将碳分配的温度等于初始淬火温度 Q&P 处理称为一步 (one - step) 法处理,将分配温度高于初始淬火温度 Q&P 处理称为两步 (two - step) 法处理。通过 Q&P 处理,可以获得强度和韧性俱佳的高强度钢。Q&P 工艺与以往的传统热处理工艺 (淬火 - 回火工艺,贝氏体转变相变等) 最大的区别在于^[22-25]:有意引入 Si 和 (或) Al 元素抑制碳化物的析出;有意通过碳原子分配稳定残余奥氏体。因此,Q&P 钢的一个局限性在于并没有充分利用碳化物的析出强化贡献。在 Q&P 工艺的基础上,充分利用碳化物的析出强化作用,徐祖耀院士^[26]于 2007 年提出了一种新型的热处理工艺:淬火 - 碳分配 - 回火工艺 (Quenching - Partitioning - Tempering, Q - P - T)。和 Q&P 工艺阻碍碳化物析出不同,在 Q - P - T 钢中加入碳化物形成元素,如 Nb 或 (和) Mo,在 Q - P - T 处理中使马氏体基体上析出复杂碳化物,以进一步增加钢的强度。

自主创新发展超高强度钢是目前的一项紧迫任务。为了开发出低成本高性能的新型第三代先进高强度钢,就要在吸收、消化国际钢铁研究成果基础上有所突破、有所创新。由于热成形钢 (HS)、Q&P 钢和 Q - P - T 钢均具有优异的力学性能,其先进的热处理工艺在国际上引起了的广泛关注,其组织调控思想值得借鉴。关于这几种新型先进高强度钢及其热处理工艺的研究进展下面作具体说明。

1.3 热成形钢的发展及现状

1.3.1 热成形工艺的概念与微观组织

热冲压成形 (Hot Stamping, HS) 一般是将板料加热到再结晶温度以上某个适当的温度,使其完全奥氏体化后再进行冲压成形,冲压成形后需要保压一段时间使零件形状尺寸趋于稳定。在成形和保压过

程中,为了防止板料强度降低,同时进行淬火处理以获得在室温下具有均匀马氏体组织的超高强度钢构件,热冲压成形工艺如图 1.4 所示^[27-32]。与板料冷冲压相比,板料的热冲压成形具有以下优点:①变形抗力小,塑性好,成形极限高,易于成形;②由于变形抗力降低,所以减小了模具的单位压力,相应降低了对模具和机床的要求;③由于成形性能的提高,减少了变形的工序数,从而缩短了生产周期。对于硼钢,通过热成形不仅具有以上所描述的热成形的优点,并且配以合适的后继热处理方式,还可以使板料发挥其最佳的性能,为汽车提供高质量的零部件,从而不但降低了汽车零部件的重量,还提高了其抗冲击性能及疲劳性能,提高了汽车的安全性。

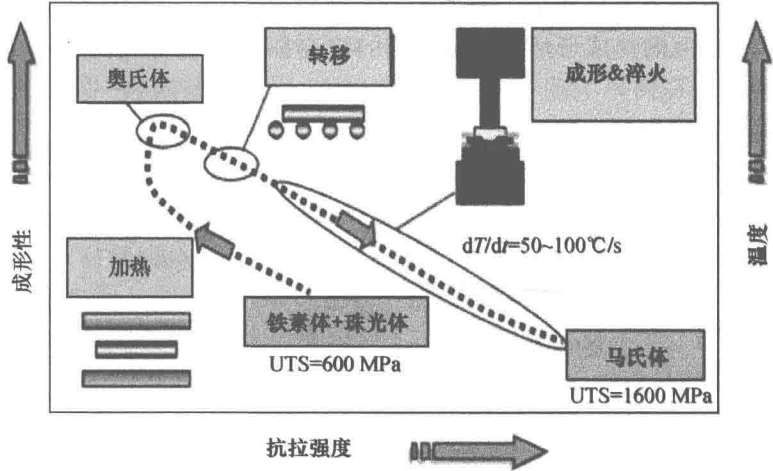


图 1.4 热成形示意图^[27-32]

根据工序过程的不同,热成形过程分为直接热成形和间接热成形两种工艺。直接热成形中,板材不经过预成形,直接将平板加热奥氏体化,然后放入模具中高速成形,一旦冲压深度到达预定值,零件立即被淬火硬化。相反,在间接热成形中,材料首先在常规冷成形模具中成形到最终形状的 90%~95%,然后将预成形的零件加热奥氏体化并热成形和淬火硬化。间接热成形工艺中,零件的预成形可以减小材料与模具之间的相对位移,从而减小模具表面在高温下

的磨损。

近年来,日本发展了一种新的热成形工艺:采用电阻在模具中直接对材料加热,奥氏体化处理、转移、成形和冷却硬化都在模具中完成,不需要材料从加热炉转移到模具中,可以避免转移过程中的温度降低。给金属通电,由于金属的电阻直接加热,加热的速度足够快,所以加热和成形同时完成,可消除常规热成形工艺中的表面氧化。该工艺具有更高的能效且所需设备更简洁,但由于加热速度过快,加热温度难以控制。由于超高强度硼钢板具有高强度、高硬度以及良好的抗碰撞性能,作为汽车的安全性结构件及重要承力构件的新材料,硼钢板及其热冲压技术可以广泛用于多种汽车部件中。热成形钢的显微组织主要由马氏体组成,有时可能有少量的贝氏体。典型的热成形后 22MnB5 钢的流变曲线和组织结构如图 1.5 所示^[33]。

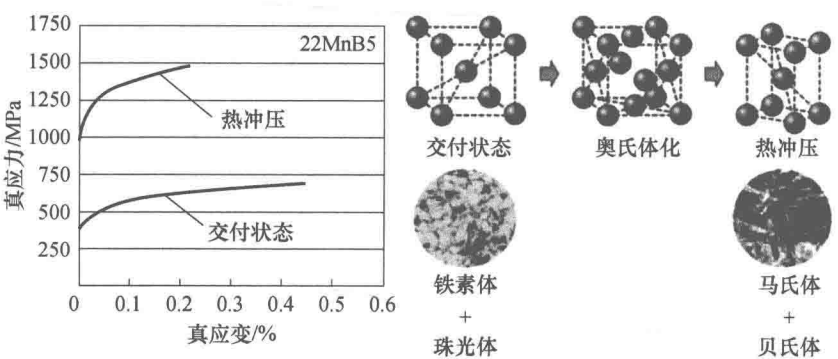


图 1.5 热成形过程中 22MnB5 的流变曲线和组织结构^[33]

1.3.2 热成形钢中各元素的作用及力学性能

合金元素对 HS 钢的力学性能有着重要的影响。HS 钢的成分中主要有 C、Mn、Si、B 元素。钢中的碳含量会影响其焊接性能,随着钢中含碳量的增加,焊接性能就会显著下降,低碳钢更有利于成形后的焊接。材料经过高温冲压后快速冷却,其材料组织为马氏体,而钢中马氏体的硬度主要取决于含碳量,而合金元素的影响较小。