

微纳结构超高强度钢的现状与发展

胡 锋¹, 周立新², 张志成², 张国宏¹, 吴开明¹

(1. 武汉科技大学国际钢铁研究院, 耐火材料与冶金省部共建国家重点实验室、高性能钢铁材料及其应用湖北省协同创新中心, 湖北 武汉 430081)

(2. 湖北新冶钢有限公司, 湖北 黄石 435001)



吴开明

摘 要: 微纳结构超高强度钢是兼具高强度、高塑性和高韧性的一类重要高性能钢铁结构材料。超细马氏体、贝氏体组织对于其强度起了决定性作用, 对塑性和韧性起决定作用的为残留奥氏体。因此, 如何通过调整化学成分和热处理工艺等手段调控残留奥氏体微结构, 来实现精细组织结构和优良综合力学性能, 成为新一代钢铁材料研究领域重要的课题。首先从钢铁材料强化机制出发, 指出微观组织的精细化及硬相与软相的合理调控, 是发展新一代钢铁材料的重要途径。然后针对近年来发展起来的超级贝氏体钢、Q&P钢、Q-P-T钢等具有微纳组织结构的超高强度钢, 从合金设计、热处理工艺及组织结构与力学性能、磨损性能和疲劳性能的关系等方面进行综述与分析, 最后指出微纳结构超高强度钢有待进一步深入研究与开发的问题。

关键词: 钢铁材料; 相变; 贝氏体; 马氏体; 残留奥氏体

中图分类号: TG113; TG142 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2015)07-0595-10

Current Status and Future Trend of Micro- and Nano-Structured Ultra-High Strength Steels

HU Feng², ZHOU Lixin¹, ZHANG Zhicheng², ZHANG Guohong¹, WU Kaiming¹

(1. The State Key Laboratory for Refractory Material and Metallurgy Jointly-Constructed by Ministry-Province, Hubei Collaborative Innovation Center for Advanced Steels, International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

(2. Hubei Xinyegang Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China)

Abstract: Micro- and nano-structured steels are high-performance structural steels which have a unique combination of ultra-high strength, high ductility and good toughness. The ultra-high strength of these steels is attributed to sub-micro or nanosized ultra-fine martensitic and bainitic structures, while the ductility and toughness is associated with retained austenite. Therefore, it has become an important scientific problem to achieve fine microstructure and excellent mechanical properties by means of adjustment of the retained austenite through controlling the chemical composition and heat treatment etc. Based on the strengthening and toughening mechanism of iron and steel, the refinement of microstructure and reasonable regulation of hard and soft phases are important way to develop a new generation iron and steel material. The recent development of micro- and nano-structured super bainitic steel, Q&P and Q-P-T steels are reviewed and analyzed from the alloy design, heat treatment process and the relationship between microstructure and mechanical properties, wear properties and fatigue properties. Finally some issues on the micro- and nano-structured ultra high strength steels are pointed out for further research and development.

Key words: steels; phase transformation; bainite; martensite; retained austenite

收稿日期: 2014-09-01

基金项目: 武汉市国际科技合作项目(2014030709020307); 国家科技部863项目(2012AA03A504); 湖北省重点新产品新工艺研究开发项目(2012 BAA14005)

第一作者: 胡 锋, 男, 1986年生, 博士研究生

通讯作者: 吴开明, 男, 1966年生, 教授, 博士生导师,

Email: wukaiming@wust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2015.07.15

1 前 言

超高强度钢是在合金结构钢的基础上, 通过合金化、热处理和冷热加工工艺, 获得超高强度(其抗拉强度 $\geq 1\,500\text{ MPa}$ 或者屈服强度 $\geq 1\,380\text{ MPa}$), 同时保持良好的塑韧性的钢铁材料^[1-2]。超高强度钢, 不仅需要具有优异的强度和塑韧性匹配、良好的工艺成形性能、

生产工艺简单和价格合理,同时还需要具有高的疲劳强度、低的裂纹敏感性、一定的抗腐蚀性^[3]。超高强度钢已经成为应用范围很广的一类重要钢铁材料,例如在装甲车的防弹钢板、重载列车的转向架、大型运输机的起落架和火箭的发动机外壳等一些特殊领域,而且其应用范围逐渐扩大到军事装备、机械制造、车辆工程、建筑设施、海洋平台等方面。因此,超高强度钢具有广阔的发展前景和应用领域,是高性能钢铁材料研发的重要方向。

通常随着钢材强度水平的大幅度提高,其塑性、韧性会显著降低,使表征材料安全性的强塑积(抗拉强度 \times 延伸率)很难提高,甚至还明显下降。在钢铁材料超高强度化的发展趋势下,同时保持良好塑性、韧性是钢铁材料面临的重要问题。研究表明,显微组织为 BCC 结构(铁素体、贝氏体或者马氏体)的合金钢抗拉强度可达 2 300 MPa,但强塑积很难超过 20 GPa%,高强度下塑性一般 $\leq 10\%$ ^[4];显微组织为 FCC 结构(奥氏体)的合金钢塑性可达 90%,强塑积甚至超过 60 GPa%,但抗拉强度一般 $\leq 1\,000$ MPa^[4]。为了同时满足超高强度和高强塑积的发展要求,中国新一代钢铁材料发展的目标是^[4],抗拉强度 $\geq 1\,500$ MPa,同时保证强塑积 ≥ 30 GPa%,要达到此目标,需要合理设计显微组织类型和其含量,深入研究超高强度钢的相变规律,建立组织的形成理论和调控技术。

翁宇庆等^[5]开发的超细晶粒钢(超级钢),通过微合金化、热处理、冷热变形、施加外场等方式,使晶粒超细化,可以使钢材的塑性、韧性基本不降低,而强度和疲劳寿命明显提高。董瀚等^[6]提出的多相(Multi-Phase)、亚稳(Meta-Stable)、多尺度(Multi-Scale)的组织调控理论(简称 M³),可以逐步实现显微组织的精细化控制。纳米结构超高强度双相钢(BCC 和 FCC 结构的混合组织),就是依据超细晶粒钢理论和组织调控思路下发展起来的,成为新一代钢铁材料发展的重要途径之一,其典型代表为超级贝氏体(Super Bainite)钢^[7-8]和淬火-碳分配(Q&P, Quenching-Partitioning)马氏体钢^[9-10]以及在 Q&P 马氏体钢的基础上发展起来的淬火-碳分配-回火(Q-P-T, Quenching-Partitioning-Tempering)马氏体钢^[11-12],显微组织为纳米/亚微米级贝氏体铁素体(或马氏体)板条和板条间分布的薄膜状残留奥氏体,具有很高的强韧性能。贝氏体铁素体(或马氏体)为碳过饱和固溶体,具有很高的强度;残留奥氏体为韧性相,在应变作用下发生 TRIP 效应,对提高材料的塑性和韧性极其有利。

在超高强度钢的力学性能方面,超高强度相对容易达到,但高塑性和高韧性却很难匹配,为使纳米结构双

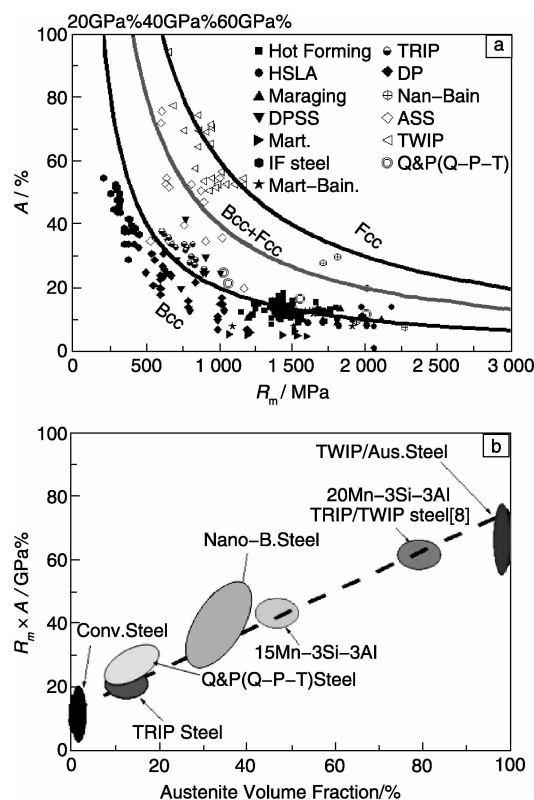
相钢兼具超高强度、高塑性和高韧性,需要对微纳米结构钢中残留奥氏体的微结构(包括形貌、大小、分布和含量等)进行调控。本文将对国内外微纳米结构超高强度钢的现状和发展进行综述和分析,探索微纳米结构超高强度钢中残留奥氏体微结构的调控机制及其对力学性能的影响。

2 超高强度钢的组织 and 性能关系

2.1 强塑积和残留奥氏体含量

根据钢铁材料的发展趋势,将 IF 钢(无间隙原子钢)^[13]、DP 钢(马氏体/铁素体双相钢)^[14]、TRIP 钢(相变诱发塑性钢)^[15]和马氏体钢^[16]称为第 1 代钢铁材料(主要为 BCC 相),其强塑积为 10~20 GPa%,少量添加 Si, Mn, Cr, Mo, Nb, V, Ti 等合金元素,其总量一般 $\leq 5\%$ (质量分数,下同),抗拉强度可以从 IF 钢的 300 MPa 提高到马氏体钢的 2 000 MPa,甚至更高;但在高强度时,塑性很差,导致工艺成形性能难和碰撞吸收能差。将奥氏体钢^[17]和 TWIP 钢(孪生诱发塑性钢)^[18]称为第 2 代钢铁材料(主要为 FCC 相),其强塑积为 50~70 GPa%,大量添加 Cr, Ni, Mn, Mo, Si, Al 等合金元素,其合金元素总量一般为 $\sim 30\%$,抗拉强度在 800~1 000 MPa,塑性可以高达 50%~90%;但很难达到超高强度,同时高含量的贵重合金元素,导致其生产成本较高和冶炼生产困难。为了节约矿产资源、降低生产成本,第 3 代钢铁材料的目标是,成本接近第 1 代钢铁材料而性能接近第 2 代钢铁材料,其强塑积 ≥ 30 GPa%,且抗拉强度 $\geq 1\,500$ MPa 的超高强度钢,其组织为 BCC 和 FCC 的混合相(图 1a)^[4]。

从没有(或只有少量)奥氏体的 IF 钢^[13]、DP 钢^[14]和马氏体钢^[16],具有 5%~15%(体积分数,下同)奥氏体的 TRIP^[15],具有 5%~20%奥氏体的 Q&P 钢(淬火-碳分配钢)^[9-10]和 Q-P-T 钢(淬火-碳分配-回火钢)^[11-12],具有 20~35%奥氏体的超级贝氏体钢(也称为低温贝氏体钢)^[7-8],到具有 $\sim 100\%$ 奥氏体的奥氏体钢^[17]和 TWIP 钢^[18],它们的强塑积从 10~15, 20~25, 25~35, 30~45 GPa%,增加到 50~70 GPa%(图 1b)^[4]。可见钢材的强塑积几乎随着奥氏体体积分数的增加而呈线性增加,说明提高钢材塑性和强塑积的一个有效措施是增加钢中奥氏体组织的含量。另外钢材因节能减重而要求的高抗拉强度(特别是对于抗拉强度 $\geq 1\,500$ MPa 的超高强度钢),同时要保证 30~40 GPa%的强塑积,必须通过合理的组织调控获得硬相与残留奥氏体软相。因此新型超高强度钢应该是具有纳米/亚微米级马氏体或者贝氏体(BCC)板条,同时含有大量残留奥氏体(FCC)的双相组织。

图1 各种钢的组织结构与性能关系分析图^[4]Fig. 1 Analytical diagram of relationship between microstructure and mechanical properties of different steels^[4]

2.2 强塑性机制

在传统超高强度钢中, 强度提高的同时, 通常伴随着塑性的下降, 而理想的钢铁材料应兼具超高强度和良好塑性, 但这两者往往相互矛盾。对纳米结构双相钢进行合金设计和组织控制之前, 须对材料的强塑化机制有一定的了解, 这可以更好的理解超高强度钢的强度、塑性及其与微观结构之间的关系, 把握成分设计和组织控制的关键原则。

纳米结构双相钢的强度^[19]主要取决于碳以及合金元素的固溶强化、微纳米级贝氏体铁素体或者马氏体板条的细晶强化、高位错密度的位错强化; 塑性主要取决于残留奥氏体的含量、形态和分布, 按照残留奥氏体对塑性的影响, 主要有相变诱发塑性 (TRIP, Transformation Induced Plasticity) 效应^[18]、阻止裂纹扩展 (Blocking Crack Propagation, BCP) 效应^[20]和残留奥氏体吸收位错 (Dislocations Absorption by Retained Austenite, DARA) 效应^[21, 22]。通过分析可知, 微纳结构双相钢需要达到超高强度和保持良好塑性、韧性, 最有效的方式就是, 细化贝氏体铁素体或者马氏体板条, 和控制残留奥氏体微结构。微纳结构双相钢中强度的影响因素, 前人已经做了大量的研究, 这里不再做介绍, 下面简单说明残留奥氏

体对塑性影响的三个效应。

2.2.1 TRIP 效应

奥氏体是面心立方 (FCC) 结构, 较体心立方 (BCC) 和密排六方 (HCP) 两种结构, 在同一温度下具有最多的滑移系 (12 个) 可同时开动, 且奥氏体内位错滑移时派纳力比较小, 因此, 奥氏体具有非常好的塑性变形能力, 可以很好的协调奥氏体晶粒及与其它相的形变。微纳结构双相钢中, 在贝氏体, 铁素体或者马氏体板条间, 含有大量的薄膜状残留奥氏体, 在较高的应力-应变状态下能发生塑性马氏体相变, 可以有效缓解局部应力的集中, 推迟裂纹形成和阻止裂纹扩展, 能有效提高组织的整体变形能力, 从而推迟缩颈的发生, 这就是 TRIP 效应^[18]。

2.2.2 BMP 效应

马氏体或者贝氏体束 (或板条) 间的块状或者薄膜状残留奥氏体, 在应力作用下, 可使裂纹分叉 (以曲折途径扩展) 或者阻碍裂纹扩展。微纳结构双相钢在应力作用下, 随着应变进一步增大而产生的微裂纹, 在马氏体或者贝氏体板条间的残留奥氏体可有效的阻碍裂纹扩展, 这就是 BMP 效应^[20]。

2.2.3 DARA 效应

上海交通大学戎咏华等^[21-22]发现, 当钢中含有尽可能多的残留奥氏体 ($\geq 10\%$), 同时马氏体 (或贝氏体) 和残留奥氏体两相处于共格 (或半共格) 界面。在均匀形变阶段, 马氏体或者贝氏体中的部分位错可以移动到相邻残留奥氏体中, 使马氏体或者贝氏体中位错密度减少, 残留奥氏体中位错密度增加, 提出了残留奥氏体的吸收位错效应 (DARA), DARA 效应可以极大的增强硬相马氏体 (或贝氏体) 与软相残留奥氏体的协调变形能力。

3 微纳米结构超高强度钢的现状与发展

在传统贝氏体和马氏体钢的研究方面, 从相变热力学、动力学, 到晶体学、形貌学, 国内外学者已经进行了全面而系统的实验和理论研究, 取得了丰富的成果。在贝氏体钢方面, 形成了 Mo-B 贝氏体钢 (英国学者 Pickering P B 等)^[23]、Mn-B 贝氏体钢 (清华大学方鸿生等)^[24]、Si-Mn-Mo 准贝氏体钢 (西北工业大学康沫狂等)^[25]、贝氏体复相钢 (清华大学白秉哲等)^[26]、低碳/超低碳贝氏体钢 (北京科技大学贺信莱等)^[27] 等钢种、同时还有以美国和加拿大为代表的 Fe₂CuNb₂B 系贝氏体钢和以日本为代表的 Fe₂MnNb₂B 系贝氏体钢; 在马氏体钢方面, 形成了低合金马氏体钢 (北京钢铁研究总院董瀚等)^[28]、二次硬化马氏体钢 (北京钢铁研究总院王春旭等)^[29]、马氏体时效钢 (中科院金属所何毅等)^[30] 等钢种, 已经得到广泛的研究开发和工业应用。本文所讨论

的微纳结构双相钢与传统贝氏体和马氏体钢的组织结构和相变机理有很大区别。

3.1 奥氏体-贝氏体双相钢

20 世纪 90 年代初期,中国矿业大学的栾道成、曲敬信等^[31-32]研究的奥氏体-贝氏体双相钢,利用高 C(质量分数 0.6%~0.8%)、高 Si(质量分数 2.0%~3.0%)、适量 Mn 和 Cr 的简单成分设计,在低温贝氏体温度区间(280~320℃)等温转变(~60 min),可以获得亚微米级过饱和的贝氏体铁素体板条(其 C 的质量含量高达 0.44%~0.47%)和富 C 的残留奥氏体(其 C 的质量含量为 1.545%~1.727%),可以达到超高强度($R_m > 1\,800\text{ MPa}$ 、 $R_{p0.2} > 1\,400\text{ MPa}$),同时具有良好的塑性和韧性(延伸率为 10%~15%,冲击韧性 A_k 值高达 60 J/cm²);且滑动磨损性能和接触疲劳性能优异,均高于相同成分、硬度最高的淬火-回火马氏体组织。并且奥氏体-贝氏体双相钢在低温回火时具有较高的回火抗性,强韧性匹配好,具有良好的回火力学性能。这种奥氏体-贝氏体组织基本包含了超级贝氏体钢的高 C 高 Si 的合金设计、低温转变的热处理工艺和纳米/亚微米级贝氏体铁素体板条和富 C 残留奥氏体的组织结构,可以认为是超级贝氏体钢的一种雏形;但是,栾道成等^[31]没有对奥氏体-贝氏体双相钢的内在相变规律、转变动力学和转变热力学进行系统的、理论的分析,之后也没有继续进行相关的研究工作。

3.2 超级贝氏体钢

英国剑桥大学的 Bhadeshia、Caballero 等^[7,8,33-34]创新研发的超级贝氏体钢(又称低温贝氏体、纳米结构贝氏体),高 C(0.78%~0.8%,质量分数)高 Si(~1.5%,质量分数)低合金钢,经奥氏体化后,在低温贝氏体相变区长时间等温,形成纳米结构贝氏体铁素体板条和富碳残留奥氏体。这可能是目前顶级强度、且具有适当塑性和韧性、非形变的超高强度贝氏体钢种。中国燕山大学的张福成、王天生课题组^[35-36]也对超级贝氏体钢(特别是 Si-Al 系和渗碳系)的合金设计、热处理工艺、组织演变、力学性能、摩擦耐磨性能和滚动接触疲劳性能等都做了大量的研究,取得了很好的实验结果。

3.2.1 合金设计、热处理工艺和组织结构

超级贝氏体钢在合金元素设计时,首先显著推迟珠光体和铁素体转变,同时降低贝氏体和马氏体开始转变温度(B_s 和 M_s),而且使 B_s 和 M_s 温度之间的温度差扩大,保证进行贝氏体转变而不发生珠光体和马氏体转变,得到以贝氏体为主的组织(图 2)^[37]。设计的超级贝氏体钢典型合金成分如表 1 所示^[38],其中 C 含量较高,为的是降低 B_s 温度,得到纳米级贝氏体铁素体板条组织。含足够的 Si 以阻碍渗碳体析出,加

Mn, Cr 以提高组织淬透性,加 Mo 以消除回火脆性,而微合金元素 V 则起到细化晶粒的作用,加 Co 和(或)Al,以增加奥氏体到贝氏体转变的自由能,加速贝氏体相变。超级贝氏体钢在 125~300℃ 的低温贝氏体区间长时间等温(1~60 d),显微组织为 20~40 nm 的贝氏体铁素体板条和板条间富 C 的薄膜状残留奥氏体组成(图 3)^[34],研究表明,超级贝氏体钢中的残留奥氏体体积含量一般 $\geq 20\%$ 。

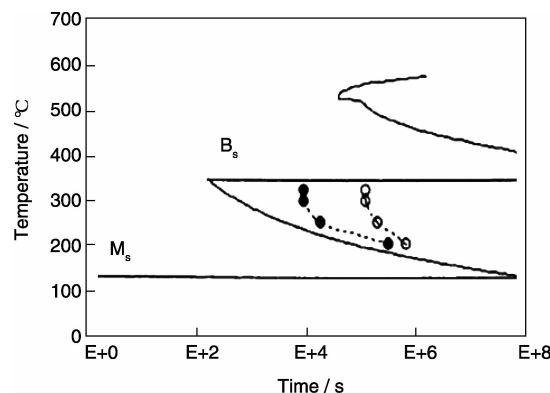


图 2 Fe-0.98C-1.46Si-1.89Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.09V 钢的 TTT 转变曲线

Fig. 2 TTT transformation curve of super bainitic steel after holding at 200℃ for 144 h

表 1 超级贝氏体钢的典型合金成分(w/%)^[38]

Table 1 Typical alloy compositions of super bainitic steels (w/%)

Samples	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co	Al
A	0.79	1.59	1.94	1.33	0.30	0.11	-	-
B	0.98	1.46	1.89	1.26	0.26	0.09	-	-
C	0.83	1.57	1.98	1.62	0.24	-	1.54	-
D	0.78	1.49	1.95	0.97	0.24	-	1.60	0.99

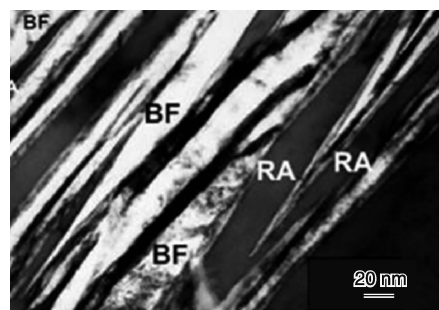


图 3 Fe-0.98C-1.46Si-1.89Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.09V 钢在 200℃ 等温 144 h 的 TEM 照片^[34]

Fig. 3 TEM micrograph of Fe-0.98C-1.46Si-1.89Mn-1.26Cr-0.26Mo-0.09V super bainitic steel after holding at 200℃ for 144 h

近年来, 剑桥大学 Bhadeshia 教授建立了低温贝氏体钢的物理冶金原理。其主要的技术思想是利用高 C 降低贝氏体和马氏体转变点, 利用较高含量的 Si 抑制渗碳体的析出, 在低温下转变得具有纳米尺度的贝氏体铁素体相和残留奥氏体相。该类钢强度高、塑性好、韧性高, 但是需要的热处理时间很长, 达数天甚至数十天, 工业应用还存在一定难度。同时由于在低温下长时间等温, 在贝氏体铁素体中可能会出现 Fe-C Cluster 和碳化物, 在残留奥氏体中可能会出现孪晶相, 损坏组织的韧性。再者, 超细贝氏体中块状残留奥氏体的存在, 不利于综合力学性能的提高。

针对上述问题, 本研究团队采用中 C、高 Si、高 Mn 的贝氏体钢设计, 进行多步低温热处理, 得到了微纳结构超高强度钢。首先进行贝氏体转变, 形成贝氏体铁素体和大量的未转变奥氏体(C 含量较高), 然后再进行多步低温贝氏体转变, 未转变奥氏体不断减少和细化, 同时形成了纳米结构的贝氏体和残留奥氏体(图 4)^[39], 其强度、塑性和韧性都明显提高(图 5)^[39]。超级贝氏体, 其组织结构和形态类似于传统的无碳化物贝氏体, 都是由平行排列的贝氏体铁素体板条和条间的残留奥氏体组成。但无碳化物贝氏体的形成温度很高(靠近 B_s 点), 且贝氏体板条间距很宽(微米级)、贝氏体铁素体中 C 的固溶度极低($<0.01\%$, 质量分数, 下同); 而超级贝氏体的形成温度很低(靠近 M_s 点), 贝氏体板条间距较窄(纳米级)、贝氏体铁素体中 C 的固溶度很高($\geq 0.3\%$), 至于与常规的上贝氏体、下贝氏体、粒状贝氏体的组织结构和形态之间的差异是显而易见的, 其形成原因与常规贝氏体有很大的差异。

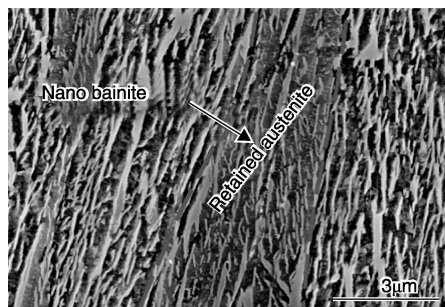


图 4 中碳低合金钢(含 0.30% C)经 3 步低温转变(200 °C)得到的 SEM 组织照片^[39]

Fig. 4 SEM micrograph of medium-carbon low-alloy steel (containing 0.30% C) by three-step low-temperature transformation (200 °C)^[39]

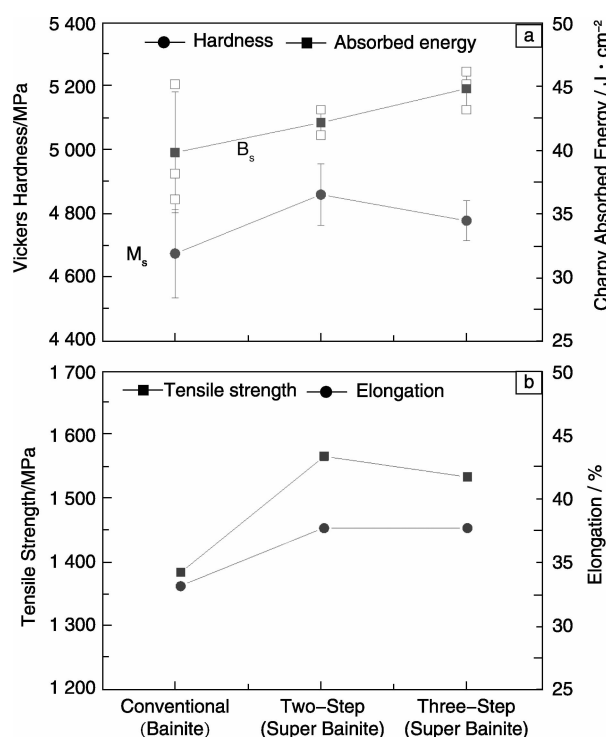


图 5 多步贝氏体工艺对维氏硬度和冲击吸收功(a)及抗拉强度和延伸率(b)的影响^[39]

Fig. 5 Effect of multi-step bainitic transformation on Vickers hardness and impact absorbed energy (a) and tensile strength and elongation (b)^[39]

3.2.2 力学性能、磨损性能和疲劳性能

超级贝氏体钢具有优异的强韧性匹配, 抗拉强度为 1.77 ~ 2.2 GPa (甚至高达 2.5 GPa), 屈服强度高达 1.5 GPa, 延伸率为 5% ~ 30%, 断裂韧性可达 40 MPa · m^{1/2}^[40]。超级贝氏体组织中贝氏体铁素体为纳米级, 且处于过饱和状态, 对贝氏体组织起着强烈的细晶强化和固溶强化作用。其次, 贝氏体铁素体中存在较高的位错密度, 对其有一定的位错强化作用。超级贝氏体组织具有良好的塑性和韧性, 一方面与贝氏体铁素体板条亚结构的位错有关。最主要的原因是贝氏体铁素体板条之间的薄膜状残留奥氏体, 具有较高的稳定性, 在高的应力作用下发生马氏体转变(TRIP 效应), 可以有效的提高超级贝氏体钢塑韧性, 其合理的形态分布又增强了对裂纹的吸收效应。

超级贝氏体钢具有很高的耐磨损性能和耐疲劳性能。Leiro 等^[41-42]对超级贝氏体钢进行了滚动/滑动磨损实验, 残留奥氏体在压应力的作用下转变成马氏体(TRIP 效应), 在磨损表面形成更细小的组织, 可以增加磨损表面硬度, 降低磨损率, 从而提高耐磨性能。燕山大学王天生等^[80,88]发现, 超级贝氏体钢的耐磨性能远高于淬火 + 低温回火钢(高出 20% ~ 50%), 经过摩擦磨损, 超级贝

氏体钢的磨损表面获得了纳米 α 单相的铁素体组织 (15 nm)。超级贝氏体钢具有良好的接触疲劳性能, 疲劳极限可达 1 033 ~ 1 156 MPa, 其三点弯曲高周疲劳的 S-N 曲线均出现了平台。Peet 等^[43] 也在实验中研究了超级贝氏体钢在高的疲劳循环周次下, 具有良好的疲劳强度。同时, 低碳合金钢经过渗碳处理, 之后再低温转变, 表面形成纳米贝氏体组织(超级贝氏体), 产生了很大的残余压应力(196 ~ 216 MPa), 耐磨性能和滚动接触疲劳性能均优于传统的渗碳淬火齿轮钢 20CrMnTi, 接触疲劳寿命可以提高一倍以上^[43]。

3.3 Q&P 马氏体钢

美国科罗拉多矿业大学的 Speer、Edmonds 等^[9-10, 44-45] 提出的淬火 - C 分配(Q&P)工艺, 低/中 C 高 Si(1% ~ 2%, 质量分数)低合金钢, 经奥氏体化后, 淬火至马氏体开始转变与马氏体结束转变温度之间($M_s - M_f$), 再在该淬火温度或者 M_s 温度以上等温一段时间, 使 C 由马氏体向奥氏体分配, 形成富 C 残留奥氏体, 以提高马氏体钢的塑性和韧性。北京科技大学唐荻课题组^[46-47] 也对 Q&P 马氏体钢进行了一些研究, 特别是 Al, Si 合金对组织和性能的影响, 以及连续冷却条件下的相变, 取得了一些有益的结果。

3.3.1 合金设计、热处理工艺和组织结构

Q&P 马氏体钢在合金元素设计时, 不含任何碳化物形成元素(如 Nb, V, Ti 等)^[9], 因为这些合金可以和 C 元素结合形成碳化物, 从而消耗 C, 并阻碍 C 从马氏体到奥氏体的分配, 不利于增加残留奥氏体的 C 含量, 从而不能达到稳定残留奥氏体的目的。设计 Q&P 马氏体钢的典型合金成分如表 2 所示, 其中 C 可以是低/中 C, 以降低 M_s 温度和细化马氏体板条, 呈固溶强化和细晶强化; 含足够的 Si(或者 Al)以阻碍渗碳体的析出, 加 Mn 以提高奥氏体的稳定性。Q&P 马氏体钢可以完全奥氏体化、或者($\alpha + \gamma$)两相区部分奥氏体化后, 再进行 Q&P 处理; 也可以在 C 分配温度等于初始淬火温度的 Q&P 一步(1-step)法处理、或者高于初始淬火温度的 Q&P 2 步(2-step)法处理(图 6)^[44]。Q&P 钢的典型显微组织主要是由马氏体和富 C 残留奥氏体组成, 不含有碳化物(图 7)^[44]。

表 2 Q&P 马氏体钢的典型合金成分(w / %)

Table 2 Typical alloy compositions of Q&P martensitic steel (w / %)

Authors	C	Si	Mn	Al
Speer ^[10]	0.19	0.02	1.46	1.96
Edmonds ^[44]	0.60	1.96	0.95	-
Clarke ^[48]	0.19	1.63	1.59	0.036
Santofimia ^[49]	0.19	0.35	1.61	1.10

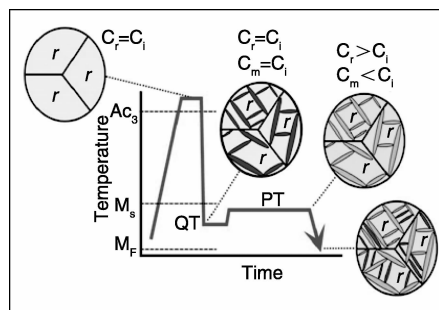


图 6 Q&P 处理示意图

Fig. 6 Schematic diagram of Q&P process

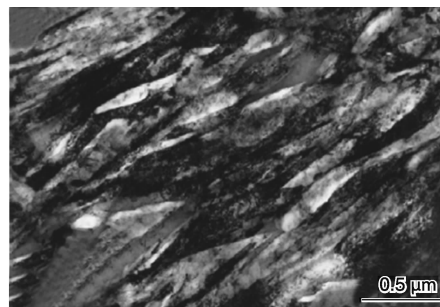


图 7 9260 钢淬火至 190 °C, 400 °C C 分配的 TEM 照片^[44]

Fig. 7 TEM micrograph of 9260 steel quenched at 190 °C and partitioned at 400 °C^[44]

传统马氏体钢, 淬火(或者快速冷却)至室温, 远低于马氏体结束温度(M_f), 这种情况下没有(或少量)C 从马氏体到奥氏体的分配。Q&P 马氏体钢, 淬火至 $M_s - M_f$ 温度之间, 随后在该初始淬火温度或者 M_s 以上停留一段时间, C 由马氏体向未转变奥氏体分配, 使奥氏体的 C 含量升高, 从而富 C 奥氏体能够稳定至室温, 最后获得马氏体和富 C 残留奥氏体组织。相对淬火马氏体, Q&P 马氏体具有更多的残留奥氏体体积分数, 其残留奥氏体中 C 含量也更高^[48-49]。

3.3.2 力学性能、磨损性能和疲劳性能

Q&P 马氏体钢是一种具有高强度和较高塑性、韧性结合的新钢种, 其优异的性能归因于钢中马氏体板条和残留奥氏体双相组织的合理配比^[44]。高强度来自于马氏体板条的细晶强化和合金元素的固溶强化, 而良好塑性取决于残留奥氏体的含量及其分布。相变诱发塑性(TRIP)钢经 Q&P 处理后, 其强度较一般处理(双相区退火和贝氏体转变)的钢有显著的提高, 同时具有相当高的塑性。Streicher^[50] 研究的 0.19C-1.59Mn-1.63Si 钢, 经 Q&P 处理后能够获得很好的强塑性结合, 两相区($\alpha + \gamma$)奥氏体化, 经过 Q&P 处理的抗拉强度为 1 088 MPa, 延伸率可达 18.8 %; 完全奥氏体化, 经过 Q&P 处理的抗拉强度可达 1 483 MPa, 延伸率为 9.0 %。

3.4 Q-P-T 马氏体钢

在 Q&P 工艺基础上, 中国上海交通大学的徐祖耀、

戎咏华等^[11,12,51-52]发展了淬火-C 分配-回火 (Q-P-T) 工艺, 即淬火至 Ms - Mf 温度后, 除作 C 分配外, 还在一定温度下回火一段时间, 析出复杂碳化物, 以增加析出强化作用。上海交通大学金学军课题组^[53-54]根据 Q&P (Q-P-T) 理论设计出 2 000 MPa 级超高强度钢以及在汽车钢中提出新型的热变形可控淬火一体化处理工艺。

3.4.1 合金设计、热处理工艺和组织结构

Q-P-T 马氏体钢在合金元素设计时, 加入碳化物

表 3 Q-P-T 马氏体钢的典型合金成分 (w/%)

Table 3 Typical alloy compositions of Q-P-T martensitic steel (w/%)

Authors	C	Si	Mn	Al	Mo	Nb	Ni	N	Cr	V
Zhong Ning ^[55]	0.20	1.5	1.50	0.044	0.13	0.05	—	0.003	—	—
	0.485	1.2	1.180	1.15	—	0.21	0.98	0.004	—	—
Zhang Ke ^[56]	0.19	1.57	1.52	—	—	0.029	—	—	—	—
	0.42	1.58	1.46	—	—	0.028	—	—	—	—
Wang Cunyu ^[57]	0.21	1.75	0.29	—	0.31	0.049	2.86	—	1.03	0.08
	0.51	1.71	0.12	—	0.67	—	2.92	—	1.02	0.10
Li Hongyan ^[58]	0.40	1.27	1.30	—	—	—	1.01	—	0.56	—
	0.485	1.185	1.195	—	—	0.21	0.98	—	—	—

Q-P-T 马氏体钢在回火过程中, 马氏体基体上析出大量弥散的合金碳化物, 回火温度 (TT) 可在 C 分配温度 (PT) 进行, 也可在在较高或略低 C 碳分配温度下进行 (图 8a)^[11], 其微观组织为高密度位错马氏体板条、薄膜状残留奥氏体和细小合金碳化物 (图 8b)^[55]。研究表明, 低 C 和中 C Q-P-T 马氏体钢的残留奥氏体含量为一般 $\leq 20\%$ 。

3.4.2 力学性能、磨损性能和疲劳性能

Q-P-T 马氏体钢的高强度归因于纳米/亚微米马氏体板条的细晶强化和合金元素的固溶强化, 以及基体中复杂碳化物的析出强化; 塑性主要取决于残留奥氏体的含量和结构。钟宁^[55]研究的低碳和中碳 Q-P-T 马氏体钢, 具有超高强度和良好塑性, 含 Nb, Mo 的低 C Q-P-T 马氏体钢 (Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.053Nb-0.13Mo%, 质量分数, 下同), 经两步法处理后, 其抗拉强度可达 1 500 MPa, 延伸率大于 15%; 含 Nb, Ni 的中 C Q-P-T 马氏体钢 (Fe-0.485C-1.2Si-1.2Mn-0.21Nb-0.98Ni%), 经两步法处理后其抗拉强度大于 2 000 MPa, 总延伸率大于 10%。王存宇^[57]进一步发现, Q-P-T 马氏体钢的延伸率和强塑积随残留奥氏体含量的增加而增加, 例如, 中 C 钢经过 Q-P-T 处理, 当残留奥氏体含量为 21%, 其强塑积为 33 GPa%, 当残留奥氏体体积含量增加到 $\sim 27\%$, 其强塑积为 34.8 GPa%。李洪岩^[58]根据 ε 过渡碳化物具有析出强化作用, 设计出 2 000 MPa 的 Q&P 超高强度钢; 同时结合 Q&P 和低温贝氏体工艺, 提出了淬火-配分-等温淬火工艺。刘和平^[59]在汽车钢中发展的热成形-淬火-碳分配工艺和形变诱导铁素体相变-淬火-碳分配工艺, 通过该工艺可以获得高强度且具良好塑性的复相钢。

形成元素, 如 Nb 或 (和) Mo, 使马氏体基体上析出稳定的碳化物, 以进一步增加钢的强度, 这是和 Q&P 工艺在合金设计上的最大差别。设计 Q-P-T 马氏体钢的典型合金成分如表 3 所示, 中/低 C 含量 ($< 0.5\%$, 质量分数, 下同), 同时含 Mn, Ni, Mo 等合金以降低 Ms 点, 增加淬透性和细化马氏体板条。含 Si, Al 合金以抑制渗碳体的形成。含 Nb, V 等碳化物形成元素产生析出强化的效果。

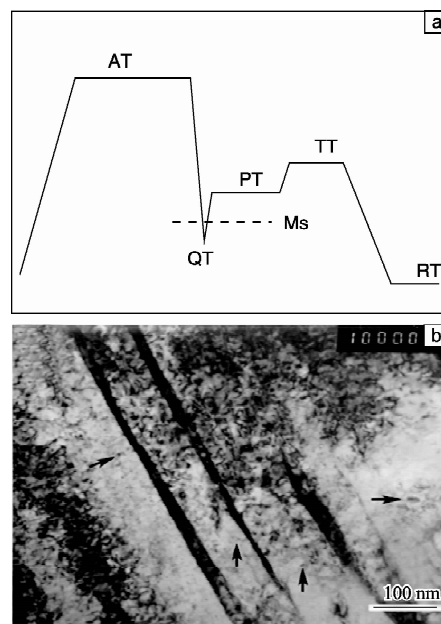


图 8 Q-P-T 处理示意图^[11] (a) 和 Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.053Nb-0.13Mo 钢经两步法, C 分配-回火处理的 TEM 照片 (b)^[55]

Fig. 8 Schematic diagram^[11] of Q-P-T process (a) and TEM micrograph^[55] of Fe-0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.053Nb-0.13Mo steel by two-step method, partitioning-tempering for process (b)

Q-P-T 马氏体钢也具有优良的磨损性能和疲劳性能, 王存宇^[57]研究发现, 在冲击磨料磨损试验中, 相对于传统淬火-回火 (Q-T) 工艺处理的马氏体钢, 试样经 Q-P-T 工艺处理的磨损失重量较低, 其磨损表面的硬化层厚度

明显升高, 具有较好的抗冲击磨料磨损性能, 分析认为, 是由于在磨损过程中组织的形变强化和残留奥氏体的相变强化。在疲劳裂纹扩展试验中, 试样经 Q-P-T 工艺处理的疲劳裂纹扩展速率小于 Q-T 工艺处理的试样, 归因于 Q-P-T 马氏体钢中含有一定量的残留奥氏体, 可以有效地阻碍疲劳裂纹的扩展。Liu 等^[60] 最新报道, 超高碳钢(1.43 % C)经过 Q-P-T 处理, 相对于 Q-T 处理, 也具有更高的冲击韧性和更好的磨损性能。

4 结 语

合金元素、奥氏体晶粒尺寸和热处理工艺对微纳结构主体组织(贝氏体铁素体、马氏体)、残留奥氏体组织形貌、尺寸、体积分数、C 含量等具有重要影响。同时, 残留奥氏体对于塑性和韧性起决定作用, 以及对磨损性能和疲劳性能也具有重要的影响。因此, 如何调控残留奥氏体微结构, 实现对纳米结构双相钢精细组织结构的控制, 成为超高强度纳米结构双相钢研究与开发的重要科学问题。在本领域还有以下工艺技术和金属原理值得深入研究与探讨:

(1) 合金设计和奥氏体晶粒尺寸对微纳结构主体组织和残留奥氏体的影响。研究降低 C 含量、添加 Co 和 Al 合金元素、增大奥氏体晶粒尺寸对相变的影响, 分析合金元素和奥氏体晶粒尺寸对组织(特别是对残留奥氏体微结构和含量等)微观机理的影响。

(2) 新型多步热处理工艺对微纳结构主体组织和残留奥氏体的影响。研究低温贝氏体转变 + 深冷处理、低温贝氏体转变 + C 分配过程对相变的影响, 分析热处理工艺对组织(特别是对残留奥氏体微结构和含量等)微观机理的影响。

(3) 磁场和化学成分、温度、压力一样, 是影响相变的重要因素。稳态强磁场能够将高强度的能量无接触地传递到物质的原子尺度, 改变原子的排列、匹配和迁移等行为, 从而对材料的组织和性能产生巨大影响。大量研究表明, 强磁场对于马氏体转变、贝氏体转变、铁素体转变和珠光体转变有重要影响。因此, 强磁场不仅影响奥氏体转变、扩散, 而且影响 C 原子在各相中的分配。研究强磁场作用下微纳结构超高强度钢中残留奥氏体微结构调控及其对力学性能的影响值得深入研究与探索。

(4) 微纳结构超高强度钢中残留奥氏体热稳定性的研究。采用超级贝氏体工艺和 Q&P 马氏体处理技术, 得到不同的贝氏体(或者马氏体)和残留奥氏体组织, 分析残留奥氏体形态和含量对残留奥氏体热稳定性微观机制的影响。

(5) 微纳结构超高强度钢中残留奥氏体机械稳定性的研究。采用拉伸和磨损性能试验, 得到不同延伸率和磨损质量损失, 分析残留奥氏体 TRIP 效应对残留奥氏体机械稳定性微观机制的影响。

参考文献 References

- [1] Bhadeshia H K D H, Honeycomb R W K. *Steels: Microstructure and Properties*, 3rd edition [M]. London: Butterworth-Heinemann, 2006.
- [2] Fan Changgang(范长刚), Dong Han(董瀚), Yong Qilong(雍岐龙), et al. 低合金超高强度钢的研究进展 [J]. *Materials for Mechanical Engineering*(机械材料工程), 2006, 30(8): 1-4.
- [3] Jiao Zengbao(焦增宝), Liu Jinchuan(刘锦川). 新型纳米强化超高强度钢的研究与进展 [J]. *Materials China*(中国材料进展), 2011, 12(30): 6-12.
- [4] Dong Han(董瀚), Cao Wenquan(曹文全), Shi Jie(时捷), et al. 第 3 代汽车钢的组织与性能调控技术 [J]. *Iron & Steel*(钢铁), 2011, 46(6): 1-11.
- [5] Weng Yuqing(翁宇庆). *Ultrafine-Grained Steel: Structure Refinement Theory and Control Technology*(超细晶钢——钢的组织细化理论与控制技术) [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2003.
- [6] Dong Han(董瀚). 高性能钢的组织调控理论与技术基础研究 [P]. 973 Project Proposals(973 项目申请书), 2009.
- [7] Bhadeshia H K D H. *Bainite in Steels*, 2nd Edition [M]. London: IOM Communications, 2001.
- [8] Bhadeshia H K D H. Nanostructured bainite [J]. *Proceedings of the Royal Society A*, 2010, 466: 3-18.
- [9] Speer J G, Matlock D K, De Cooman B C, et al. Carbon Partitioning into Austenite after Martensite Transformation [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(9): 2 611-2 622.
- [10] Speer J G, Edmonds D V, Rizzo F C, et al. Partitioning of Carbon from Supersaturated Plates of Ferrite, with Application to Steel Processing and Fundamentals of the Bainite Transformation [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, 8(3/4): 219-237.
- [11] Xu Zuyao(徐祖耀). 用于超高强度钢的淬火-碳分配-回火(沉淀)(Q-P-T)工艺 [J]. *Heat Treatment*(热处理), 2008, 23(2): 1-5.
- [12] Xu Zuyao(徐祖耀). 将淬火-碳分配-回火(Q-P-T)及塑性成形一体化技术用于 TRIP 钢的倡议 [J]. *Heat Treatment*(热处理), 2010, 25(4): 1-5.
- [13] Guo Xiaolong(郭小龙), Zheng Zhiwang(郑之旺), Sun Lijun(孙力军). 超深冲 IF 钢的生产技术与发展概况 [J]. *Shanghai Metals*(上海金属), 2008, 30(1): 39-43.
- [14] Li Guodong(李国栋), Liu Xiaofeng(刘晓峰). 连退加热温度对 DP 钢性能的影响 [J]. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报), 2012, 24(1): 44-46.
- [15] De Cooman B C. Structure-Properties Relationship in TRIP Steels

- Containing Carbide-Free Bainite [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004(8): 285-303.
- [16] Xu Zuyao(徐祖耀). *Martensitic Phase Transformation and Martensite*(马氏体相变和马氏体)[M]. Beijing: Science Press, 1999.
- [17] Lu Yunhai(逯允海), Fu Ruidong(付瑞东), QIU Liang(邱亮), et al. 氮强化高锰奥氏体钢热变形行为研究[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报), 2007, 28(2): 69-72.
- [18] Li Lin(李 麟). *Transformation Plasticity of Steel- Principles, Performance, Design and Application*(相变塑性钢-原理、性能、设计和应用)[M]. Beijing: Science Press, 2009.
- [19] Qi Junjie(齐俊杰), Huang Yunhua(黄运华), Zhang Yue(张跃). *Micro-Alloyed Steels*(微合金化钢)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.
- [20] Lee C G, Kim S J, Kim T H. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Formability in a 0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP-Aided Cold-Rolled Steel Sheet [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 371: 16-23.
- [21] Zhang K, Zhang M H, Guo Z H, et al. A New Effect of Retained Austenite on Ductility Enhancement in High-strength Quenching-Partitioning-Tempering Martensitic Steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528: 8486-8491.
- [22] Wang Y, Zhang K, Guo Z H, et al. A New Effect of Retained Austenite on Ductility Enhancement in High Strength Bainitic Steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 552: 288-294.
- [23] Pickering P B. *The Structure and Properties of Bainite in Steels* [M]. Moscow: Grain Boundaries in Metals, Metallurgiya, 1980.
- [24] Fang Hongsheng(方鸿生), Feng Chun(冯 春), Zheng Yan-kang(郑燕康), et al. 新型 Mn 系空冷贝氏体钢的创制与发展[J]. *Heat Treatment*(热处理), 2008, 23: 2-19.
- [25] Kang Mokuang(康沫狂), Jia Husheng(贾虎生), Yang Yanqing(杨延清), et al. 新型系列准贝氏体钢[J]. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理), 1995, 12: 3-5.
- [26] Yang Fubao(杨福宝), Bai Bingzhe(白秉哲), Liu Dongyu(刘东雨), et al. 无碳化物贝氏体/马氏体复相高强度钢的组织与性能[J]. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报), 2004(3): 296-300.
- [27] He Xinlai(贺信莱), Shang Chengjia(尚成嘉), Yang Shanwu(杨善武), et al. *High-Performance Low-Carbon Bainitic Steel: Composition, Process, Microstructure, Performance and Applications*(高性能低碳贝氏体钢: 成分、工艺、组织、性能与应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008.
- [28] Wang Chunfang(王春芳), Wang Maoqiu(王毛球), Shi Jie(时捷), et al. 低碳马氏体钢的微观组织及其对强度的影响[J]. *Iron & Steel*(钢铁), 2007, 11: 57-60.
- [29] Li Ani(李阿妮), Wang Chunxu(王春旭), Liu Xianmin(刘宪民). 二次硬化型超高强度钢的发展[J]. *Materials Review Webzine*(材料导报网刊), 2007(2): 13-16.
- [30] He Yi(何 毅). *Studies of Ultra High Strength and Toughness of Maraging Steel*(超高强度高韧马氏体时效钢的研究)[D]. Beijing: Chinese Academy of Sciences, 2002.
- [31] Luan Daocheng(栾道成). *Microstructure and Mechanical Properties of the Sliding Contact Fatigue Mechanism and Friction Wear Characteristics in New Austenitic - Bainitic Steel*(新型奥氏体-贝氏体钢组织力学性能及其接触疲劳滑动摩擦磨损特性机理研究)[D]. Beijing: China University of Mining and Technology, 1991.
- [32] Qu Jingxin(曲敬信), Luan Daocheng(栾道成), Yang Dongfang(杨东方), et al. 新型高强韧性奥-贝组织低合金钢的研究[J]. *Journal of China University of Mining & Technology*(中国矿业大学学报), 1992, 21(4): 20-25.
- [33] Caballero F G, Miller M K, Babu S S, et al. Atomic Scale Observations of Bainite Transformation in a High Carbon High Silicon Steel [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(1): 381-390.
- [34] Caballero F G, Miller M K, Garcia-Mateo C. Carbon Supersaturation of Ferrite in a Nanocrystalline Bainitic Steel [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2338-2343.
- [35] Yang J, Wang T S, Zhang B, et al. Sliding Wear Resistance and Worn Surface Microstructure of Nanostructured Bainitic Steel [J]. *Wear*, 2012, 282-283: 81-84.
- [36] Zhang P, Zhang F C, Yan Z G, et al. Wear Property of Low-Temperature Bainite in the Surface Layer of a Carburized Low Carbon Steel [J]. *Wear*, 2011, 271: 697-704.
- [37] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Development of Hard Bainite [J]. *ISIJ International*, 2003, 43: 1238-1243.
- [38] Sherif M Y. *Characterisation and Development of Nanostructured, Ultrahigh Strength, and Ductile Bainitic Steels* [D]. Cambridge: University of Cambridge, 2006.
- [39] Wang X L, Wu K M, Hu F, et al. Multi-Step Isothermal Bainitic Transformation in Medium Carbon Steel [J]. *Scripta Materialia*, 2014, 74: 56-59.
- [40] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Mechanical properties of Low-Temperature Bainite [J]. *Materials Science Forum*, 2005, 500-501: 495-502.
- [41] Leiro A, Kankanala A, Vuorinen E, et al. Tribological Behaviour Of Carbide-Free Bainitic Steel Under Dry Rolling/Sliding Conditions [J]. *Wear*, 2011, 273: 2-8.
- [42] Leiro A, Vuorinen E, Sundin K G, et al. Wear of Nano-Structured Carbide-Free Bainitic Steels Under Dry Rolling-Sliding Conditions [J]. *Wear*, 2013, 298-299: 42-47.
- [43] Peet M J. *Transformation and Tempering of Low-Temperature Bainite* [D]. Cambridge: University of Cambridge, UK, 2010.
- [44] Edmonds D V, He K, Rizzo F C, et al. Quenching and Partitioning Martensite-A Novel Steel Heat Treatment [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 438-440: 25-34.

- [45] Edmonds D V, Speer J G. Martensitic Steels with Carbide Free Microstructures Containing Retained Austenite [J]. *Materials Science and Technology*, 2010, 26: 386–391.
- [46] Dong Chen(董 辰), Jiang Haitao(江海涛), Chen Yulai(陈雨来), *et al.* 超高强度 Q&P 钢板的热处理工艺及组织性能研究 [J]. *Automobile Technology & Material* (汽车工艺与材料), 2009(6): 47–49.
- [47] Dong Chen(董 辰), Jiang Haitao(江海涛), Chen Yulai(陈雨来), *et al.* Al 元素对 Q&P 钢连续冷却的相变及组织影响 [J]. *Metal Materials and Metallurgy Engineering* (金属材料与冶金工程), 2009, 37(2): 23–26.
- [48] Clarke A J, Speer J G, Miller M K, *et al.* Carbon Partitioning to Austenite from Martensite or Bainite During the Quench and Partitioning (Q&P) Process: A Critical Assessment [J]. *Acta Materialia*, 2008, 56: 16–22.
- [49] Santofimia M J, Zhao L, Sietsma J. Microstructural Evolution of a Low-Carbon Steel During Application of Quenching and Partitioning Heat Treatments After Partial Austenitization [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40A: 46–57.
- [50] Streicher A M, Speer J G, Matlock D K, *et al.* In Quenching and Partitioning Response of a Si-Added TRIP Sheet Steel [C]. // *International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications-Proceedings*. Winter Park, CO. 2004, 51–62.
- [51] Zhong N, Wang X D, Wang L, *et al.* Enhancement of the Mechanical Properties of a Nb-Microalloyed Advanced High Strength Steel Treated by Quenching-Partitioning-Tempering Process [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 506(1/2): 111–116.
- [52] Wang X D, Guo Z H, Rong Y H. Mechanism Exploration of an Ultrahigh Strength Steel by Quenching-Partitioning-Tempering Process [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 529: 35–40.
- [53] Li H Y, Lu X W, Li W J, *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of an Ultra-High Strength 40SiMnNiCr Steel During the One-Step Quenching and Partitioning Process [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41(5): 1 284–1 300.
- [54] Liu H P, Lu X W, Jin X J, *et al.* Enhanced Mechanical Properties of a Hot Stamped Advanced High-Strength Steel Treated by Quenching and Partitioning Process [J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64: 749–752.
- [55] Zhong Ning(钟 宁). *Research on High Strength Q&P and Q-P-T steels* (高强度 Q&P 钢和 Q-P-T 钢的研究) [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009.
- [56] Zhang Ke(张 柯). *High Product of Strength and Elongation of Steels Treated by Quenching-Partitioning-Tempering Process and the Mechanism of Strength and Ductility* (高强塑积 Q-P-T 钢及其强塑性机制的研究) [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2011.
- [57] Wang Cunyu(王存宇). *Investigation on 30 GPa% Grade Ultra-high-Strength Martensitic-Austenitic Steels* (30 GPa% 级超高强度马奥组织钢的研究) [D]. Beijing: Central Iron and Steel Research Institute, 2010.
- [58] Li Hongyan(李洪岩). *Research 2 000 MPa Grade High Strength Low Alloy Complex Phase Steel* (2 000 MPa 级低合金超高强度复相钢的研究) [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010.
- [59] Liu Heping(刘和平). *Study on High Strength and Elongation Steels Treated by Hot Deformation & Q&P Process* (高强塑积热变形淬火碳分配钢的研究) [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2011.
- [60] Liu S G, Dong S S, Yang F, *et al.* Application of Quenching-Partitioning-Tempering Process and Modification to a Newly Designed Ultrahigh Carbon Steel. *Materials and Design*. 2014, 56: 37–43.

(编辑 易毅刚)