

汽车用双相钢的研究进展

孙耀祖¹, 王旭^{1,2}, 王运玲¹, 张国福¹, 易红亮²

(1. 辽宁石油化工大学机械工程学院, 辽宁 抚顺, 113001)

(2. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳, 110819)



王旭

摘要: 双相钢以屈服强度高、初始硬化率高、高强度以及良好的塑性等优异的力学综合性能而受到各大汽车制造商的青睐, 现已广泛应用于现代汽车制造业中。车身结构用钢采用双相钢不仅减轻车身质量、降低油耗, 而且增大车身结构的抗凹陷能力; 非车身结构用钢采用双相钢明显提升悬挂件以及车轮的强度和疲劳性能。就合金成分而言, 主要合金元素的添加能够确保获得稳定的马氏体和铁素体双相, 微量合金元素的添加能够细化显微组织, 提升力学性能。热轧双相钢主要采用的是低温卷曲和中温卷曲两种工艺, 冷轧双相钢的生产工艺以连续退火工艺为主。卷曲工艺的影响因素包括材料终轧温度和冷却速度, 连续退火工艺的影响因素应考虑退火温度、冷却速度、等温时效温度。通过综述双相钢的合金元素对组织性能的影响规律、生产工艺与及组织性能控制的研究进展, 探讨汽车工业中双相钢的研究发展方向。

关键词: 双相钢; 合金元素; 生产工艺; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG142.4⁺1 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2015)06-0475-07

Research Progress on DP Steel for Automobiles

SUN Yaozu¹, WANG Xu^{1,2}, WANG Yunling¹, ZHANG Guofu¹, YI Hongliang²

(1. Liaoning Shihua University, Fushun 113001, China)

(2. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: With the excellent mechanical properties, such as continuous yielding behavior, low yield point, and high work hardening rate, DP steel has been concerned by major automobile manufacturing companies and been used widely in the modern automobile industry. DP steel, which is manufactured into vehicle body structure, not only can reduce mass and fuel consumption, but also can increase the ability of resisting depression. The strength as well as the fatigue property of vehicle suspension system and vehicle steel can increase significantly due to DP steel. Main alloying elements addition can ensure the stability of the dual phase that is consisted of the martensite and the ferrite, trace alloying elements addition can refine microstructure and improve the mechanical properties. Production process of hot rolled DP steel involves low-temperature curing process and medium-temperature curing process, cold rolled DP steel mainly relies on continuous-annealing process. The design of curling process is based on the control of the rolling temperature and cooling rates; anneal temperature and over aging temperature should be considered comprehensively during the continuous-annealing process. The effect rule of microstructure and mechanical properties impacted by alloying elements, as well as the control of production process with microstructure and mechanical properties are reviewed in this paper. Simultaneously, we further present some suggestions for the development of the DP steel in the modern automobile industry.

Key words: DP steel; alloying elements; production process; microstructure; mechanical properties

1 前言

随着当代钢铁科学技术的发展, 复合材料的可设计性已经越来越多地应用在许多新型钢铁的开发, 双相钢就是基于此理念开发并成功应用的最好典范。汽车制造商现今也十分关注双相钢的发展动态, 同时各级别冷轧

收稿日期: 2014-07-15

基金项目: 辽宁省教育厅一般项目资助(L2012127, L20140154)

第一作者: 孙耀祖, 男, 1989年生, 硕士研究生

通讯作者: 王旭, 男, 1979年生, 副教授, Email: wx1979875@hotmail.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2015.06.09

和热轧钢板因具有屈服强度高、初始硬化率高、强度与延伸率良好匹配等优势而被广泛应用到当代汽车制造业中^[1]。国内外各大汽车生产企业于近几年所生产的各级别新款汽车的车身参数显示,双相钢的占有率远高于 HSLA 钢、马氏体钢、TRIP 钢等其他高强度汽车用钢。车身结构件采用双相钢不仅减轻车身质量、降低油耗,而且增大车身结构的抗凹陷能力,延长汽车使用寿命。广汽菲亚特 Viaggio 汽车采用高强度双相钢制成的发动机舱前纵梁在保持最大承载力的同时,吸收更多碰撞能量^[2]。现代汽车生产理念要求生产非车身结构件的钢材应具备高扩孔性、优良的延展性和焊接性能以及高强度和耐疲劳等特点,540~600 MPa 热轧双相钢作为非车身结构件首选钢材不仅符合上述要求,而且成本低廉、减重效果良好。北京吉普、德国大众汽车集团、意大利特柯赛德公司已经大批量生产双相钢汽车车轮^[3]。

冷轧双相钢的技术研发方面,北美和日本等几大钢铁企业保持着较大的优势,同时世界钢铁巨头安赛尔米塔尔钢铁公司采用缓冷+水淬工艺成功大批量生产出 CR590DP、CR780DP 以及 CR980DP 等冷轧系列双相钢^[4],日本钢铁工程控股公司和新日铁公司成功联合开发出 980 MPa 级别的冷轧双相钢^[5]。我国冷轧双相钢研发虽然受到技术设备等方便的限制,但近年少数企业也成功试制并批量生产出高强塑积的冷轧双相钢,例如宝钢成功生产 DP980、DP780 及 DP490 等系列冷轧钢板,本钢批量生产的 DP590 冷轧双相钢,河北钢铁试制并生产的 DP600、DP780 系列冷轧双相钢^[6]。

而在热轧双相钢的技术研发方面,国外欧美大型钢铁公司仍处于研发前端,目前主要研发方向为高合金化的新型热轧双相钢。英国钢铁公司现研究拟用不同生产工艺试制合金成分完全相同的不同级别热轧双相钢,并探讨合金成分对热轧双相钢微观组织与力学性能的影响规律;全球最大的米塔尔-阿赛洛公司采用此工艺技术早已成功批量生产出 DP580、DP750 级别的热轧双相钢。通过 CSP 生产线,西班牙 ABC 钢铁公司也成功生产出热轧 DP600 钢、DP780 钢^[7]。我国双相钢的研发虽然起步相对较晚,但在热轧双相钢的核心技术研发以及工业生产试制等研究领域也已经取得了一定的突破,国内许多企业都已批量生产出 DP490、DP540、DP590、DP640 等系列的热轧双相钢。宝钢成功试制并批量生产强度达到 600 MPa 的低碳 Si-Mn 系 DP590 系列热轧双相钢^[8]。武钢生产的强度为 490MPa 的 RS50 及强度为 540MPa 的 RS55 热轧双相钢板成功应用于北京汽车和东风汽车的制造^[9]。我国高强塑性双相钢研发和试制与国外相比差距依然十分明显,本文论述了双相钢的合金元素对双相

钢的组织性能的影响,双相钢的生产工艺、热轧和冷轧双相钢显微组织和力学性能关系,探讨我国研发生产高强塑性钢的有效途径,并对未来我国双相钢的研发提供理论依据。

2 合金元素对组织性能的影响规律

目前国内试制各系冷轧和热轧双相钢的合金成分的设计多以 C, Mn, Si 为主要合金元素。批量生产出的 C-Mn 系、C-Mn-Si 系等冷轧系列双相钢以及 C-Mn-Si 系、C-Mn-Cr-Co 系等热轧系列双相钢力学性能十分优异。研究表明:原成分体系中复合添加微量合金元素 Mo, Cr, V, Nb 等能有效提高材料的力学性能,是新一代双相钢合金成分设计新的发展方向。图 1 展示了合金元素对双相钢组织性能的影响规律,如 C, Mn, Cr 等合金元素的添加能够降低 A_{c3} 、 A_{c1} 临界点,抑制贝氏体等杂质相转变,提高 M_s 临界点。而 P, Si 等合金元素的添加扩大 $(\alpha+\beta)$ 相区,增大 A_{c3} 线的倾斜度。

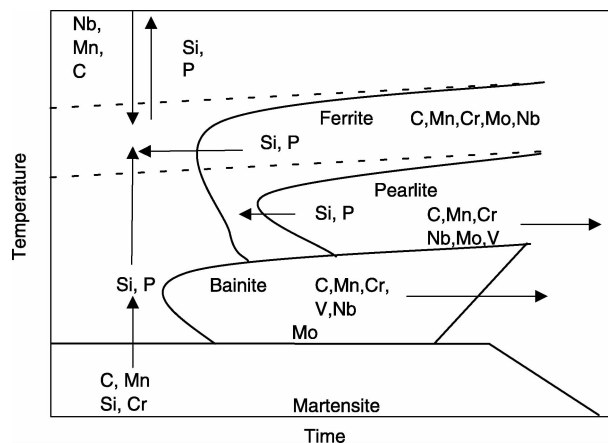


图 1 合金元素对双相钢组织性能的影响

Fig. 1 The effect of alloying elements on DP steel microstructure and mechanical properties

2.1 主要合金元素对组织性能的影响规律

2.1.1 元素 C

C 含量变化直接影响马氏体与铁素体双相的形成以及双相钢的力学性能。增大 C 含量能提高连续退火工艺的临界退火温度,双相钢的屈服强度、塑性、韧性等力学性能出现明显下降^[10]。目前国内生产的双相钢抗拉强度级别随带钢成分中 C 含量增大而上升,以宝钢生产的双相钢合金成分为参考,抗拉强度为 600 MPa 级以下的双相钢 C 含量不超过 0.18%,抗拉强度为 780 MPa 级以下的双相钢 C 含量不超过 0.20%,抗拉强度为 1 180 MPa 级以下的双相钢 C 含量不超过 0.23%。C 含量的增加将导致 A_{c1} 与 A_{c3} 两相间温度间距变窄,渗碳体的生成影响 C

无限固溶^[11]。退火温度较低时, 双相钢中的 C 主要富集于奥氏体内, 富 C 奥氏体在 M_s 温度点以下转变成马氏体, 最终显微组织马氏体 C 含量相对增大, 导致双相钢的硬度表现出偏高的趋势; 较高的退火温度促使奥氏体内部 C 含量相对减小, 快速冷却阶段含 C 量较小的残余奥氏体转变成马氏体, 导致双相钢硬度偏低。

2.1.2 元素 Mn

Mn 一方面在相变过程中稳定增加奥氏体的淬透性, 另一方面, 形成的碳化物细化铁素体晶粒的同时固溶强化双相钢的组织。Mn 可以避免热临界区退火后微观组织出现粗大的晶粒, 带钢冷却至 M_s 温度点以下后组织内部形成更多板条马氏体。Mn 通过降低 A_{c3} 、 A_{c1} 临界点、扩大限制晶粒生长的 $(\alpha + \beta)$ 相区、细化渗碳体晶粒、固溶强化后减少晶界移动, 4 种方式增加晶粒的稳定性^[12]。Mn 含量较低时, Mn 诱发珠光体的转变; 但 Mn 含量较高时, 双相钢生产工艺中对冷却速度的敏感性因 Mn 推迟铁素体的析出和珠光体的转变而增大, 这要求层流冷却设备具备极大的冷却制动性。Mn 含量对双相钢抗拉强度的影响规律与 C 类似, 国内生产的抗拉强度为 780 MPa 级以下的双相钢 Mn 含量基本不超过 2.5%, 抗拉强度为 1 180 MPa 级以下的双相钢 Mn 含量不超过 3.0%。

2.1.3 元素 Si

Si 能促使 C 从铁素体“流向”奥氏体, 进而固溶强化阶段改善铁素体的附生取向, 并增加奥氏体的淬透性。祝志峰^[13]研究表明: Si 加宽铁-渗碳体平衡相图中 $(\alpha + \beta)$ 区域, 增大 A_{c3} 线的倾斜度。Si 固溶强化组织中的铁素体, 抗拉强度不降低时, 钢的延伸率显著提高。添加 Si 促使最终组织中的马氏体和铁素体均匀的分布, 双相钢获得高强度与高塑性的良好匹配^[14]。退火和缓慢冷却处理后组织内部形成的马氏体因 Si 加速了奥氏体内部 C 的偏聚而具有相当高的硬度。但含 Si 双相钢的钢板表面不可避免生成大量含 Si 氧化物, 高 Si 双相钢的焊接性能与低 Si 双相钢的相比下降许多, 因此双相钢的合金成分设计中 Si 含量不宜过高, 国内目前生产的双相钢 Si 含量均控制在 0.6% 以下。

2.2 微量合金元素对组织性能的影响规律

2.2.1 元素 P

P 对铁素体的强化方式与 Si 类似, 且强化作用要略高于 Si, P 提高微观组织中铁素体含量, 增大双相钢的强度。P 加宽铁-渗碳体平衡相图中 $(\alpha + \beta)$ 区域的同时增大 A_{c3} 线的倾斜度。含 P 双相钢的微观组织内部马氏体均匀分布于铁素体基体上, 延伸率、初始硬化率等力学性能明显优于无 P 双相钢。但 P 含量过高会导致双相钢发生冷脆效应, 因此双相钢的合金成分设计应考虑 P 含

量的大小。日本钢企率先试制并批量生产含 P 冷轧双相钢, 大量研究表明: 微量 P 的添加对双相钢的初始硬化率和强化效果作用更明显, 含 Mn 双相钢中加入 0.09% 的 P 会促使加工硬化率明显提高。国内生产的 DP 双相钢十分重视 P 含量的控制, 通常不高于 0.03%, 宝钢生产的牌号为 500DP、590DP、780DP 等双相钢 P 含量甚至不高于 0.015%。

2.2.2 元素 Mo

Mo 不仅增大奥氏体的淬透性, 而且通过加速铁素体、珠光体与贝氏体相变区的右移速度加宽奥氏体亚稳态区范围。室温下增加双相钢 Mo 含量导致抗拉强度下降, 屈服强度上升, 但延伸率、初始硬化率无明显改变。牛建清^[15]的研究表明: Mo 致使贝氏体转变温度下降, 增大 Mo 含量可以加宽热处理工艺中奥氏体亚稳态区域; 添加 Mo 略微降低微观组织内部铁素体体积分数, 细化铁素体。Mo 虽被看作双相钢合金成分中价格昂贵的金属元素, 但却有效提高双相钢的屈服比。目前国内外对于热轧双相钢 Mo 含量的添加要求远高于冷轧双相钢, 日本新日铁钢铁公司生产的热轧双相钢 Mo 含量通常约为 0.4% 左右, 冷轧双相钢 Mo 含量在 0.2% 以下。

2.2.3 元素 Cr

国内外钢铁企业大批量工业生产的 690 MPa 级冷轧双相钢板通常选用成本更低的 Cr 代替 Mo, 且合金成分设计中 Cr 含量远高于 Mo。热轧 DP 双相钢 Cr 含量约为 0.5% ~ 1.2%, 而冷轧双相钢 Mo 含量通常在 0.2% 以下。Cr 促使奥氏体内部形成 C 偏聚和 C 偏离的区域, 含 C 量高的奥氏体形成铁素体和马氏体双相, 含 C 量低的奥氏体生成细化双相钢组织的其他物质。有研究表明: Cr 影响临界区加热时奥氏体的淬透性, 抑制珠光体铁素体形成, 降低贝氏体开始转变的温度, 双相钢的 CCT 曲线整体右移^[16]。

2.2.4 元素 Nb

国内外大多数双相钢的研究资料显示双相钢 Nb 含量通常在 0.03% 左右。Nb 形成的稳定碳化物在临界区加热时难溶解, 并且 Nb 推迟或抑制铁素体和珠光体转变, 故热轧双相钢经 Nb 合金化后屈服强度的提升幅度大于抗拉强度的提升, 但延伸率变化不明显。周乐育^[17]等研究发现: Nb 的添加细化热轧或者退火后冷轧双相钢的组织, 提升钢的强度。含 Nb 双相钢以适宜的冷却速率冷却后出现一定取向的附生铁素体, 这种附生铁素体能显著地改善双相钢的延伸率^[18-19]。

2.2.5 元素 V

V 的添加作用是形成碳化物, 降低奥氏体向马氏体转变的临界速度, 增大两相区加热时奥氏体的淬透性, 促使

双相钢 CCT 曲线右移, 提高双相钢的时效稳定性, 进而以较低的冷却速度得到均匀的显微组织以及良好的力学性能。冷轧双相钢的硬度因 V 对组织的细化和析出强化而明显提高^[20]。中高强度双相钢 V 含量的添加并无规定限制, 许多企业生产试制的双相钢 V 含量不超过 0.1%, 但美国麦克劳斯钢铁公司曾经生产的一种延伸率高达 34.8% 的 C-Mn-Si-V 系冷轧双相钢, 其中 V 含量约占 0.45%。

3 热轧双相钢生产工艺与组织性能的控制因素

3.1 热轧双相钢生产工艺

目前国际上通用的热轧型双相钢的生产工艺均以不同种类的合金成分为基础, 综合热连轧生产线设备性能来依次控制轧制工艺流程中终轧温度、卷曲温度、冷却速度等参数的设定。热轧双相钢的生产工艺又可按照卷曲温度的高低分为低温卷曲生产工艺与中温卷曲生产工艺。

3.1.1 低温卷曲生产工艺

图 2 所示为低温卷曲的生产工艺流程, 其工作原理是确保终轧后的带钢在一段冷却时间内大部分奥氏体转变成铁素体, 然后利用层流冷却等设备快速冷却位于输出辊道中的带钢, 促使带钢温度低于马氏体相变温度 M_s 点, 最后将带钢在 100~300 °C 范围内利用大型卷曲设备低温卷曲。为防止组织中回火马氏体和贝氏体等其它杂质相生成, 低温卷曲温度通常设定在 300 °C 以下。低温卷曲工艺虽减少 Mo, V 等贵重合金元素的添加, 但因复杂的终轧冷却工序以及轧后钢板表面生成难以去除的氧化物等缺点并没有被大范围推广。目前, 日本的新日铁、川崎制铁以及韩国的浦项制铁等大型钢铁生产企业已经应用低温卷曲生产工艺进行热轧双相钢的生产, 国内的宝钢、武钢以及鞍钢等钢铁生产企业对此工艺应用较少。

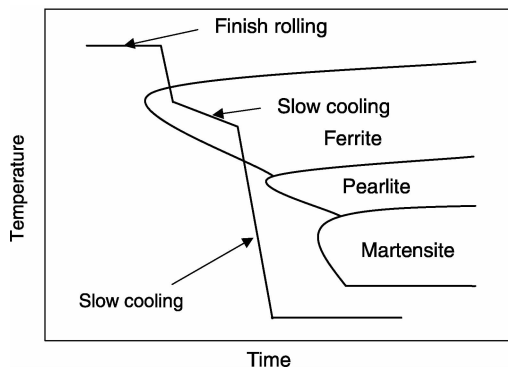


图 2 低温卷曲工艺

Fig. 2 The low temperature curling process

3.1.2 中温卷曲生产工艺

中温卷曲生产工艺流程如图 3 所示, 其原理是首先

在带钢的合金成分设计中适当加入 Mn, Mo 等增大奥氏体的淬透性的合金元素, 终轧后的钢板在冷却过程中将率先完成奥氏体向铁素体的大部分相变, 然后在介于奥氏体向铁素体和奥氏体向贝氏体间“窗口”通过大型卷曲设备卷曲。为增加残留奥氏体向马氏体转变的动力以及确保微观组织冷却形成马氏体和铁素体双相, 位于“窗口卷曲”的带钢将通过大型层流冷却设备快速冷却。终轧后连续冷却工序一方面增大奥氏体向铁素体转变的相变区, 另一方面使奥氏体向贝氏体转变的相变区右移, 形成一个亚稳态区间, 以便热轧工艺的控制。

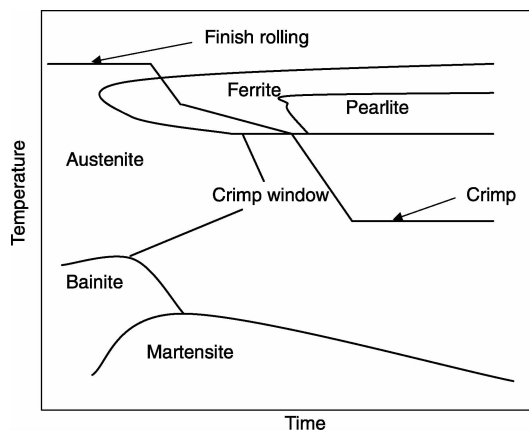


图 3 中温卷曲工艺

Fig. 3 The medium temperature curling process

中温卷曲生产工艺生产双相钢对卷曲设备的要求与低温卷曲生产工艺生产双相钢相比要低许多, 冷却速度也十分易于控制, 非常适合于多数热连轧生产线。但中温卷曲型生产工艺要求双相钢中加入 Mo, Cr 等贵重合金元素, 造成生产成本大幅上升。

3.2 热轧双相钢的组织性能控制因素

3.2.1 终轧温度的影响

不同强度级别的热轧双相钢生产中, 终轧温度的控制对热轧双相钢的组织 and 力学性能的影响与合金成分有着关系密切。合金含量较高、元素种类较多的低碳热轧双相钢, 终轧温度影响较小; 合金含量较低、元素种类较少的高碳热轧双相钢, 终轧温度影响较大。选择适当的终轧温度范围能显著提升轧后双相钢的力学性能。

终轧温度的控制是通过两种不同方式完成的。一种是在奥氏体相区形成区域的 A_3 温度点左右轧制, 另一种是在两相区轧制。在奥氏体相区形成区域的 A_3 温度点进行热轧时, 材料内部形成高密度位错和缺陷, 铁素体在奥氏体区域细化, 在累积形变能的影响下加速析出, 随后的冷却工序更易于微观组织形成马氏体和铁素体双相。

3.2.2 冷却速度的影响

热轧双相钢终轧后的冷却速度对显微组织影响很大,

冷却速度决定微观组织中相的形貌分布特点和力学性能, 选用适当的冷却速度是保证组织中马氏体与铁素体良好分布的前提。冷却速度过慢会导致组织中出现珠光体和贝氏体等非马氏体相; 而冷却速度过快会导致热轧双相钢组织中马氏体含量过高、铁素体含量过小, 力学性能上表现出屈服强度、延伸率均较低等特点。热轧双相钢中添加较高含量合金成分(Mn, Mo, Cr)等可有效避免冷却过程中珠光体和贝氏体等中间产物的生成。Salehi AR^[21]等通过研究冷却速度对 C-Si-Mn 系热轧双相钢组织性能影响, 发现冷却速度的增大导致组织中马氏体含量增加, 钢的硬度增强, 塑性降低。快速冷却能够明显细化组织, 采用两段冷却能够净化并促进铁素体的生成, 提高钢的强度; 采用连续冷却的方式可弥补合金成分设计中贵重元素的减少对钢的综合力学性能造成的不利影响^[22]。

4 冷轧双相钢生产工艺及组织性能控制

4.1 冷轧双相钢生产工艺

世界大型钢铁生产企业多数采用大型连续退火生产机组对冷轧带钢或者热轧带钢轧制生产出冷轧双相钢, 而轧制工艺直接影响钢材的组织结构, 其生产工艺流程如图4所示, 包括加热、保温、缓慢冷却、快速冷却以及等温时效5个阶段。目前, 冷轧双相钢的生产方式主要分为奥氏体双相法和临界区双相法。奥氏体双相法是将带钢缓慢加热至奥氏体区域, 缓冷过程后组织内部析出大量新生的铁素体, 之后控制层流冷却设备的冷却速度以确保带钢中残余奥氏体全部转变成马氏体, 使显微组织内部形成马氏体和铁素体双相。临界区双相法是将带钢加热至铁素体和奥氏体两相区, 通过提高层流冷却设备的快速冷却速度促使带钢中残余奥氏体转变成马氏体, 形成马氏体和铁素体双相。两种方式对比而言, 临界区双相法工艺相对简单, 但残余奥氏体快速冷却至马氏体的过程工艺控制极其复杂, 因此现代钢铁企业进行冷轧双相钢生产时更多采用奥氏体双相法。

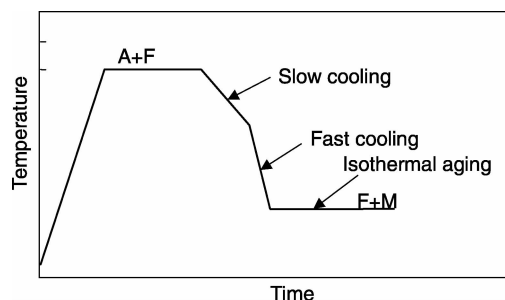


图4 连续退火生产工艺

Fig. 4 The continuous annealing process

4.2 冷轧双相钢组织性能控制因素

4.2.1 退火温度的影响

合金元素的成分、含量, 以及其它参数工艺不变条件下, 退火温度对轧制工艺生产的双相钢影响十分明显。退火温度的高低又决定了马氏体的体积分数^[23]。双相钢中并无大量碳、氮化物析出时, 退火温度的高低影响两相区奥氏体的含量, 奥氏体体积分数正比于退火温度, 但快速冷却后马氏体的体积分数与退火温度却成反比, 其主要原因是两相区退火温度高时虽增加了奥氏体体积分数, 但降低了奥氏体的淬透性, 后续的缓冷过程中奥氏体将发生分解, 导致快速冷却过程中马氏体体积分数的降低。陈丽红等^[24]对 780 MPa 级冷轧钢板的研究结果表明: 退火温度升高后, 马氏体含量下降, 且板条马氏体逐渐演变为针叶马氏体, 进而力学性能方面表现出屈服强度和抗拉强度下降的特点, 而铁素体总含量却随着附生铁素体的析出增大, 延伸率明显提升。这种影响规律与罗青等^[25]的发现一致: 双相钢组织内部大量的析出物粒子聚集在晶界周围, 退火温度升高后部分粒子聚集长大, 造成奥氏体重结晶时形核率的增大并阻碍其生长; 冷却过程中因奥氏体转变为马氏体, 这种细化方式持续到组织内部形成马氏体和铁素体双相。

4.2.2 冷却速度的影响

冷却工序的缓慢冷却阶段可降低临界区加热后部分奥氏体化对带钢板完整性的改变。因部分奥氏体在 A_c1 温度点附近的边界上析出具有取向的新生铁素体, 故缓慢冷却的末端温度点设置靠近于 A_c1 线将增大双相钢对退火温度的敏感度^[26]。提高缓慢冷却速度不仅明显细化组织, 而且提升双相钢马氏体含量, 促进冷轧双相钢获得更高的屈服强度。王科强等^[27]对 C-Mn-Cr 系冷轧双相钢的研究发现, 以较低冷却速度进行缓慢冷却, 冷轧双相钢延伸率会有明显的提升; 缓慢冷却速度增加显微组织内部马氏体体积分数, 冷轧双相钢在力学性能上表现为抗拉强度升高、延伸率下降的特点。

4.2.3 时效温度的影响

经回火处理的冷轧双相钢可获得更加优良的屈服比、延伸率等力学性能。时效温度较低的阶段, 双相钢微观组织改变并不明显, 除马氏体发生浮凸效应外, 双相比例变化不大, 但组织内部极易形成大量位错, 因此双相钢的力学性能表现出抗拉强度保持不变, 屈服强度有所提升的趋势。时效温度提高后, 双相钢的组织发生很大变化, 一方面铁素体析出净化, 马氏体表面模糊并发生分解, 分解出的岛状马氏体弥散分布于铁素体基体上; 另一方面晶界析出的碳化物逐渐长大, 阻碍位错运动, 并且小角晶界经迁移合并形成更多阻碍位错迁移的大角

晶界。在此时效强化阶段双相钢的抗拉强度下降,屈服强度上升。时效温度上升超过这一阶段后,双相钢的组织内部析出大量碳化物,铁素体回复结晶造成位错密度下降,出现屈服现象。时效温度升高,双相钢的整体强度有所下降^[28]。朱晓东等^[29]对 Si-Mn 系冷轧双相钢的研究发现,双相钢整体力学性能改变的过时效温度点为 300 ℃,若时效温度超过 300 ℃,屈服强度急剧上升,出现屈服平台的同时屈服比过高。过高的时效温度会导致连续退火后冷轧双相钢板的力学性能出现屈服强度值过大以及抗拉强度值偏小的缺点;而过低时效温度会导致连续退火后冷轧双相钢板的力学性能出现屈服强度值偏小,抗拉强度值偏大的缺点。因此冷轧双相钢的等温时效温度应控制在 200 ~ 300 ℃ 的范围内,以便双相钢获得优异的抗拉强度与屈服强度的组合和高延伸率。

5 发展趋势

5.1 优化合金成分设计

双相钢合金成分设计通常需考虑扩大生产工艺窗口,以便获得均匀的马氏体与铁素体双相组织。如 Si, Mo 等元素可提高奥氏体的淬透性,并强烈抑制珠光体等杂质相生成。贵重金属元素 Mo 不但增加钢材使用成本,而且与 Si 均恶化轧制后钢板的焊接性能。鉴于合金元素中 Si 与 Al 的作用相似,并且以 Al 代 Si 可提升双相钢的表面质量。国外于近几年研究冷轧 C-Mn-Al 系 TRIP 钢发现,通过提高退火温度及冷却速度,微观组织可以由铁素体+少量贝氏体+马氏体组成。Cr 的添加有效确保双相钢马氏体和铁素体双相微观组织,且 Cr 常作为双相钢合金成分中 Mo 的替代元素,所以通过成分设计与生产工艺调整,探索 Al 系、Al-Cr 系以及 C-Mn-Cr 系双相钢的试制与生产将具有广泛的发展空间。我国稀土储量丰富,近些年来稀土元素在新型材料中应用得到全球许多科研机构的广泛关注与认可,并一致认为稀土元素是大幅度提高材料各种性能的最为有效途径,国内外大量研究发现稀土元素能明显提升高速钢、双相不锈钢、马氏体钢等的性能,但关于稀土元素对双相钢作用机理的研究似乎鲜有报道,所以未来的超高强度双相钢应注重少量稀土元素的添加。

5.2 改良生产工艺

我国钢企双相钢生产工艺与国外相比,存在高能耗、高污染、高成本等严峻问题,所生产各级别钢板仍位于国际钢铁市场中下游阶段,因此生产工艺的改进备受各大钢企的关注。国内生产热轧双相钢基本以中温卷曲工艺为主,与日韩采用低温卷曲工艺相比,虽易于控制,但钢材的板型、性能、以及表面质量等差距十分巨大,

且中温卷曲工艺要求双相钢合金成分中必须加入贵重金属元素 Mo 以弥补冷却速度的限制。目前低温卷曲工艺因层流冷却设备及低温卷曲设备的限制而无法取代中温卷曲工艺,因此现代钢企在产业升级期间逐步加大对低温卷曲工艺的探索及高性能生产设备的技术引进与研发。临界区双相法连续退火生产工艺的退火温度低,工艺流程简单,生产的双相钢板条马氏体间距小,铁素体位错密度高,马氏体与铁素体双相组织更加均匀。但是临界双相法连续退火生产工艺不仅冷却路径复杂,而且对快速冷却阶段冷却速度的要求较高。一旦成功突破工业生产中水冷、辊冷、气体喷射冷却等超快控冷技术问题,临界双相法连续退火生产工艺将会在国内被迅速推广。而国内钢企采用临界双相法生产冷轧双相钢将会大幅度减少生产所需能耗,降低有害气体污染。

6 结 语

目前,双相钢的研究越加受到国内外钢铁企业和汽车生产企业的重视,高强度双相钢的研发与生产是需要长时间的科研积累和生产实践,这与双相钢的合金成分的微合金化、生产工艺的调整、显微组织的控制等问题等相互耦合。我国在双相钢的生产研发于近年来取得了长足的发展,但在生产工艺、降低能耗、完善产品质量等生产方面仍存在许多不足之处。国内钢企双相钢的开发应结合当代汽车产品的发展动向,力求生产出低成本、高性能、多用途的各级别钢板。随着合金成分的优化、生产工艺的改良和高精尖生产设备的应用,相信不久的将来我国定会研发出世界级水平的高强度汽车用双相钢,并引领双相钢的未来发展方向。

参考文献 References

- [1] Kang Yonglin(康永林), Kuang Shuang(邝霜), Yin Xian-dong(尹显东), et al. 汽车用双相钢板的开发和研究进展[J]. *Automobile Technology & Material* (汽车工艺与材料), 2006(5): 1-5.
- [2] Liu Ye(刘烨), *Exquisite Intermediate Car Perfect New Standard*(精湛中级车完美新标杆), [EB/OL]. (2013-6-11) [2014-9-14].
- [3] Li Chengning(利成宁), Yuan Guo(袁国), Zhou Xiaoguang(周晓光), et al. 汽车结构用热轧双相钢的生产现状及发展趋势[J]. *Steel Rolling* (轧钢), 2012(5): 38-42.
- [4] Huo G, Cen Y, Li Z, et al. Effects of Heat Treatment Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of DP440 Cold Rolled Strip[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2014, 21(5): 509-516.
- [5] Fu Junyan(付俊岩). Nb 微合金化和含铌钢的发展及技术进步[J]. *Iron and Steel*(钢铁), 2006, 40(8): 1-6.

- [6] Wang Li(王利), Lu Jiangxin(陆匠心). 宝钢冷轧汽车板的发展及其应用[J]. *World Iron & Steel* (世界钢铁), 2002, 2(6): 2-6.
- [7] Liu Xiao(刘晓), Song Hongmei(宋红梅). CSP线的双相钢生产工艺[J]. *World Iron & Steel* (世界钢铁), 2004(4): 11-14.
- [8] Tang Wenjun(唐文军), Zheng Lei(郑磊), Wang Ziqiang(王自强). 宝钢1880 m热轧试生产DP600双相钢的组织性能[J]. *Baosteel Technology* (宝钢技术), 2012(2): 45-53.
- [9] Tan Wen(谭文), Han Bin(韩斌), Wang Shuize(汪水泽). CSP工艺生产C-Mn-Cr、C-Mn-Si双相钢组织性能[J]. *Steel Rolling* (轧钢), 2010, 27(26): 45-53.
- [10] Dong Ruifeng(董瑞峰). 碳当量对C-Mn型热轧双相钢组织性能的影响[J]. *Steel Rolling* (轧钢), 2011, 28(3): 11-13.
- [11] Krauss G. Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32(4): 861-877.
- [12] Calcagnotto M, Ponge D, Raabe D. On the Effect of Manganese on Grain Size Stability and Hardenability in Ultrafine-Grained Ferrite and Martensite Dual-Phase Steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(1): 37-46.
- [13] Zhu Zhifeng(祝志峰). Si对高强热轧双相钢组织性能的影响[J]. *Steel Rolling* (轧钢), 2011, 28(2): 16-18.
- [14] Drumond J, Girina O, da Silva Filho J F, et al. Effect of Silicon Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steels[J]. *Metallurgy, Microstructure, and Analysis*, 2012, 1(5): 217-223.
- [15] Niu Jianqing(牛见青), Jiang Haitao(江海涛), Tang Di(唐荻). 钼对热轧双相钢相变规律和生产工艺的影响[J]. *Hot Working Technology* (热加工工艺), 2011, 40(10): 57-60.
- [16] Kang D H, Lee H W. Effect of Different Chromium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Multipass Weld Joint of Duplex Stainless Steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2012, 43(12): 4678-4687.
- [17] Zhou Leyu(周乐育), Liu Yazheng(刘雅政), Fang Yuan(方圆), et al. Nb对C-Si-Mn-Cr双相钢相变规律、组织和性能的影响[J]. *Iron and Steel* (钢铁), 2008, 43(7): 76-80.
- [18] Song R, Fonstein N, Jun H J, et al. Effects of Nb on Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Low-Carbon Cold-Rolled Dual-Phase Steels[J]. *Metallurgy, Microstructure and Analysis*, 2014, 1(1): 1-11.
- [19] Klinkenberg C, Trute S, BLOCK W. Niobium in Engineering Steels for Automotive Applications[J]. *Steel Research International*, 2006, 77(9-10): 698-703.
- [20] Luo Juanjuan(罗娟娟), Shi Wen(史文), Huang Qunfei(黄群飞), et al. 钒对热处理双相钢相变组织的影响[J]. *Shanghai Metals* (上海金属), 2011(3): 19-22.
- [21] Salehi A R, Serajzadeh S, Taheri A K. A Study on the Microstructural Changes in Hot Rolling of Dual-Phase Steels[J]. *Journal of Materials Science*, 2006, 41(7): 1917-1925.
- [22] Gao Cairu(高彩茹), Du Linxiu(杜林秀). 冷却路径对低成本热轧双相钢组织性能的影响[J]. *Steel Rolling* (轧钢), 2013(2): 10-14.
- [23] Mondi P R, Sarma V S, Sankaran S. Development of Ultra-Fine Grained Dual Phase Microalloyed Steels through Severe Cold Rolling and Intercritical Annealing[J]. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2011, 64(1-2): 89-92.
- [24] Chen Lihong(陈立红), Li Xia(李霞). 不同退火温度对冷轧780 MPa级双相钢组织性能的影响[M]//2009 CSM Annual Meeting Proceedings(第七届(2009)中国钢铁年会大会论文集). Beijing, 2009.
- [25] Luo Qing(罗青), Zhao Zhengzhi(赵征志), Xu Gang(徐刚), et al. 退火温度和平整对冷轧热镀锌双相钢组织和性能的影响[J]. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报), 2009, 21(10): 33-37.
- [26] Hui W, Wu Q S, Lin C J. Study on Strain Hardening Property and Bake Hardening Property of High Aluminum Dual Phase Steel[J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 774: 573-576.
- [27] Wang Keqiang(王科强), Liu Rendong(刘仁东), Wang Xu(王旭), et al. 缓慢冷却工艺对高强度冷轧双相钢组织性能的影响[J]. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报), 2012, 24(2): 44-48.
- [28] Ma X, Tang D, Liu R. Effect of Annealing and Over-Aging Temperatures on the Microstructure and Properties of DP800 Cold Rolled Steel[J]. *New Technology & New Process*, 2008, 9: 53-56.
- [29] Zhu Xiaodong(朱晓东), Wang Li(王利), Yu Ningfeng(俞宁峰), et al. 过时效和平整对冷轧双相钢板强度、塑性及烘烤硬化性的影响[J]. *Journal of Iron and Steel Research* (钢铁研究学报), 2004, 15(6): 47-50.

(编辑 惠琼)