

· 工艺材料进展 ·

汽车用第3代先进高强度钢的研发进展

张志勤 黄维 高真凤

(鞍钢股份有限公司技术中心, 鞍山 114009)

摘要 近几十年来,汽车用先进高强度钢(AHSS-Advanced High Strength Steel)是材料的研发重点。第1代以铁素体为基的AHSS钢的强塑积为 $15 \text{ GPa} \cdot \%$,第2代以奥氏体为基的AHSS钢的强塑积为 $50 \text{ GPa} \cdot \%$,其合金含量高和生产工艺控制困难导致成本高,因此正研发第3代多相AHSS钢,通过多相、亚稳和多尺度的组织精细调控,其强塑积为 $30 \text{ GPa} \cdot \%$ 。第3代AHSS钢以提高第1代AHSS钢强度、塑性和降低第2代AHSS合金含量、生产成本两方面进行研发。本文介绍了超细DP(双相)钢,改进型TRIP(相变诱发塑性)钢,淬火-碳分配(Q&P)钢,超细晶贝氏体钢,超快加热和冷却的贝氏体-铁素体-马氏体钢,高锰铁素体-奥氏体钢和中锰亚稳奥氏体-超细晶基体钢等第3代AHSS钢的研究进展。

关键词 第3代先进高强钢 汽车 研发 进展

Progress on Research and Development of 3rd Generation of Advanced High-Strength Steel for Car

Zhang Zhiqin, Huang Wei and Gao Zhenfeng
(Technology Center, Angang Steel Co Ltd, Anshan 114009)

Abstract In recent decades, advanced high strength steel (AHSS) for car is focal point of research and development work for materials. Strength-elongation product of 1st generation AHSS steel with ferrite matrix is $15 \text{ GPa} \cdot \%$, and the strength-elongation product of 2nd generation AHSS steel with austenite matrix is $50 \text{ GPa} \cdot \%$, its higher alloy content and harder control of process lead to high production cost, therefore the 3rd generation AHSS steel with multi-phase is developed by multi-phase, metastable and multi-size structure fine control to get strength-elongation product $30 \text{ GPa} \cdot \%$. The research and development of 3rd generation AHSS steel is carried out by both field of increasing 1st generation AHSS steel strength and elongation and decreasing 2nd generation AHSS steel alloy content and production cost. The progress of research and development of 3rd generation AHSS steel is presented in this article including extra-fine DP (dual phase) steel, modified TRIP (Transformation Induced Plasticity) steel, Quenching & Partitioning (Q & P) steel, ultra-fine grain bainite steel, rapid heating and cooling bainite-ferrite-martensite steel, high manganese ferrite-austenite steel and medium manganese metastable austenite-ultra-fine grain matrix steel.

Material Index 3rd Generation Advanced High Strength Steel, Car, Research, Progress

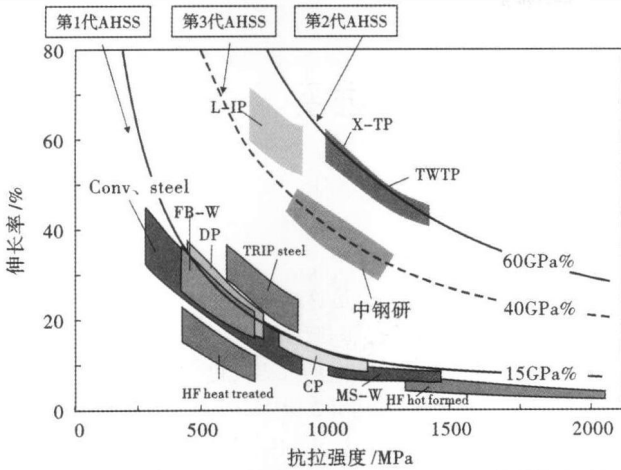
为满足汽车行业更安全、更轻量化、更环保以及更经济油耗的需求,AHSS(Advanced High Strength Steel 先进高强度钢)一直是材料研发工作的重点。据预测,到2015年,在世界轻型车车身及其封闭件中,AHSS钢将增加到35%,而低碳钢将从2007年的55%下降到29%。

近年来各国一直致力于第3代AHSS钢的研发,美国科学家首先提出了第3代AHSS钢的概念,美国汽车/钢铁联盟在美国能源部和美国国家卫生基金会的支持下于2007年10月启动了为期3年的强塑积与成本介于第1代与第2代AHSS钢之间的第3代AHSS钢的研发工作。同时,我国与韩国也相继启动了提高强塑积的高强高塑钢的研发工作。到目前为止,各国第3代AHSS钢的研发仍然在积极探索之中。2010年11月,中国钢铁研究总院(简称中钢研)与太原钢铁集团合作,成功地在工业生

产流程上开发出第3代AHSS钢热轧板卷和冷轧板,强塑积均超过了 $30 \text{ GPa} \cdot \%$,并研发出我国第3代AHSS钢及其工业化生产技术。

1 当代AHSS钢的发展现状

图1为传统钢与AHSS钢的抗拉强度与总伸长率之间的关系图。传统的高强度钢,如低合金高强度钢、烘烤硬化钢的组织都是以铁素体为基。第1代AHSS钢,包括DP(Dual Phase 双相钢)、CP(Complex Phase 复相钢)、TRIP(Transformation Induced Plasticity 相变诱发塑性钢)、马氏体钢、贝氏体钢都可以看作是以铁素体为基的高强度钢,其抗拉强度与伸长率的乘积(强塑积)一般在 $15 \text{ GPa} \cdot \%$ 的水平,难以满足未来汽车的轻量化和安全性需求。DP钢由于其良好的焊接性和相对易加工性,是目前应用较多的钢。TRIP钢可以获得良好的强度/延伸性组



注: Conv. steel: 传统钢; FB-W: 铁素体-贝氏体钢; TRIP steel: 相变诱发塑性钢; DP: 双相钢; CP: 复相钢; MS-W: 马氏体钢; L-IP: 轻量化诱发塑性钢; X-IP: 高锰孪晶诱发塑性钢; TWIP: 孪晶诱发塑性钢; HF: heat treated: 热成形钢(热处理); HF-hot formed: 热成形钢

图 1 传统钢与 AHSS 钢的抗拉强度与总伸长率之间的关系图
Fig. 1 Relationship between tensile strength and total elongation of traditional steels and AHSS steels

合,其残余奥氏体由于应变诱导而转变成马氏体,导致应变硬化更大。而第 2 代 AHSS 钢,如 TWIP (Twin Induced Plasticity 孪晶诱发塑性钢)、L-IP (Light-Induced Plasticity 具有诱发塑性的轻量化钢)、奥氏体不锈钢等在常温下都是奥氏体单相组织,可以看作是奥氏体为基的 AHSS 钢^[1],其强塑积虽达到了较高的 50 GPa·% 的水平,但是因其合金含量高和生产工艺控制困难导致了成本较高;此外,加工这些钢种,特别是高锰含量的 TWIP 钢,在工艺技术方面有较大的难度,但目前市场上需要性能和成本介于两者之间的新型汽车薄板钢。正在开发的下一代汽车钢——第 3 代 AHSS 钢,是一种新的多相钢,该新钢种具有“多相、亚稳和多尺度”的组织精细调控,从而获得更高强度和伸长率(强塑积至少为 30 GPa·%)。

从图 1 可见^[2],在第 1 代和第 2 代 AHSS 钢之间的区域,即第 3 代 AHSS 钢区域,现有的研究主要是通过改进或创新的工艺路线来致力于填补这些空白区域,并特别关注于工业化生产可行性和成本因素。其研发策略主要有:研发性能良好的 DP 钢;改进传统 TRIP 钢;研发超细晶贝氏体高强钢;开发新的生产工艺路线,包括淬火-碳分配(D&P: Quenching and Partitioning)和超快加热和冷却工艺(Flash Process)等。

2 第 3 代 AHSS 钢的设计构想

研究人员通过简化成分模型,对第 3 代 AHSS 钢的设计构想进行了讨论,提出了 F + M(铁素体 +

马氏体)和 A + M(奥氏体 + 马氏体)组织。表 1 为设想组织抗拉性能所需的模型输入参数值。通过模型模拟,这些假设的 F + M 组织预测的抗拉性能处于现有的第 1 代 AHSS 钢的性能区域内,而 A + M 组织所对应的性能区域正处于第 1 代和第 2 代 AHSS 钢之间的区域内,正是所希望的“第 3 代 AHSS 钢”的性能区域^[3]。

表 1 设想组织抗拉性能所需的模型输入参数值

Table 1 Assumed tensile properties of structure as input parameters for model

序号	组织	极限抗拉强度/MPa	均匀的真应变
1	铁素体	300	0.30
2	奥氏体	640	0.60
3	马氏体	2 000	0.08

模拟工作的第 2 步是在应变状态下的亚稳态奥氏体发生相变。考虑 A 到 D 4 个假定的奥氏体稳定性条件(图 2)。初始奥氏体含量的假定范围为 0~85%,其性能见表 1。奥氏体稳定性和所预测钢种的性能密切相关。最差的稳定性(条件 D)是在低应变条件下发生马氏体相变,其性能指标落在第 1 代 AHSS 钢的区域内,这表明奥氏体不能明显有效地改善性能。预测的最好的强度和性能组合是具有大量相对稳定的奥氏体。最简单易做的方案是提供一个掌握每个单独相组成的作用,同时为了获得下一代 AHSS 钢,应采用具有大量高强钢的复合显微组织,这些高强钢可能是马氏体、贝氏体或超细晶铁素体与高韧性奥氏体相组合,这些奥氏体在应变的作用下由奥氏体向马氏体转变时具有可靠的稳定性。

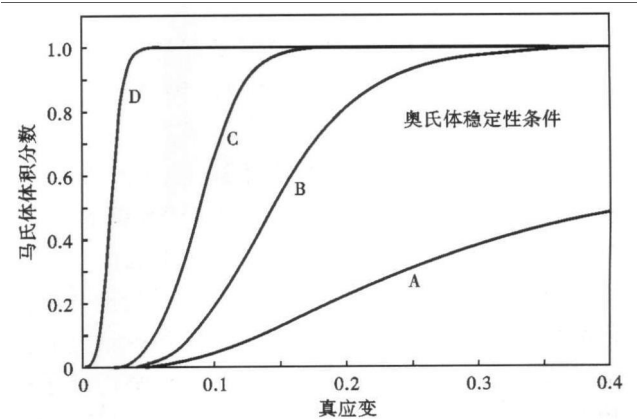


图 2 AHSS 钢 4 种奥氏体稳定性条件下真应变对马氏体体积分数的影响

Fig. 2 Effect of true strain on martensite volume fraction in AHSS steel with 4 kinds of austenite stabilities conditions

3 第 3 代 AHSS(先进高强度)钢的研究进展

目前正在进行的 AHSS 研究是在不明显增加合金量的条件下,将第 1 代 AHSS 钢的强度和韧性增加到更高水平,或者目的是降低第 2 代 AHSS 钢的合金含量,降低生产成本。但第 2 代 AHSS 钢由于生产成本高而难以进行大批量生产和应用,目前只有韩国和中国等少数国家仍在进行工业化试制,而性价比良好的第 3 代 AHSS 钢已成为世界各国研发的热点,本文将在以下 7 个方面,对这些方案和研究进行探讨。

3.1 DP(双相)钢

采用优化碳含量和/或临界退火温度来增加马氏体含量来稳定获得强度更大的双相钢。以这种方式开发出来的 DP780、DP980 和 DP1180 已经工业化生产。

采用特殊的热轧工艺获得的显微组织细化也可以达到强度增加的目的,主要有两种工艺:

(1)应用变形诱导铁素体相变(DIFT),DIFT 研究方法包括由奥氏体到铁素体的应变诱导相变,该相变是在低于 A_{c3} 的 A_{r3} 之上 25 ~ 50 °C 区域进行轧制。该方案现已成功生产出晶粒尺寸在 1 μm 级的超细晶粒铁素体。采用轧后特殊的冷却工艺以传统的 DP 钢成分,如 0.06C-1.9Mo-0.16Mo,生产出了超细晶 DP 钢。值得关注的一个现象是,超细晶 DP 钢可以通过更低的合金成分而不添加昂贵的 Mo 来获得。

(2)在珠光体精轧温度之下进行大应变(真应变最大为 1.6)温轧而获得带有均匀弥散的、球化渗碳体颗粒的超细晶粒铁素体基体。在随后进行临界退火处理时,所获得的 1 ~ 2 μm 晶粒基本处于稳定状态。以该方式获得的抗拉强度 893 MPa、伸长率为 21% 的超细晶 DP 钢已见报道。然而,这些钢的性能仍处于第 1 代 AHSS 钢的区域内,这种组织细化的 DP 钢还不能够达到第 3 代 AHSS 钢的性能。

在一些情况下,强度增加还不是主要关注点,现已开发的多种 DP 组织结构目的是满足专用要求,像高的扩孔率或抗弯性,而不是单纯地追求抗拉强度的增加^[3]。如浦

项光阳厂的 6 号热镀锌生产线在世界上首次成功地生产了 490 MPa 级深冲型双相钢汽车面板。2010 年,浦项制铁又成功开发了 590 MPa 级双相钢汽车面板。表 2 为典型 DP 钢工业化生产概况。

3.2 改进型 TRIP(形变诱发塑性)钢

相对于现今已工业化的 TRIP 钢,早期的研究钢种碳含量更高,Matsumura 等人研究了 0.4C MnSi 钢种,其性能指标处于第 3 代 AHSS 钢优先考虑的目标区域内。此外,通过合金化对 TRIP 钢进行晶粒细化,已获得了标准强度达 1 GPa,总伸长率达 20% 的钢。其它的 TRIP 钢开发包括改进热处理,即在 350 ~ 475 °C 温度区间内进行等温处理,而某些情况下是在 M_s 温度之下(计算值为 417 °C)。当降低保温温度时,导致强度值增加而延展性下降,同时应变硬化显著变小^[3]。

鞍钢已批量供货的低碳低硅无铝(低铝)TRIP590 和 TRIP780 钢突破了 TRIP 钢传统的合金设计理念,如 TRIP780 采用 0.22C-0.6Si-1.65Mn-0.05P-0.02Al-0.1V 合金设计,以磷或磷 + 钒代硅、铝,使成分、工艺设计更加科学合理,这类 TRIP 钢成本低、可镀、可焊,低温韧性好,工业生产方便,钢板的性能达到及优于国外同类产品实物水平。目前,980 MPa 级高强度冷轧 TRIP 钢鞍钢也已研制成功^[6]。表 3 为典型 TRIP 钢工业化生产概况。

3.3 超细晶贝氏体钢

近来的研究工作一直致力于开发出超细贝氏体组织的高强度钢(表 4)。通过采用 125 ~ 625 °C 较

表 2 典型 DP 钢工业化生产概况

Table 2 Outline of commercial production for typical DP steels

公司	牌号	化学成分(上限)/%			YS/MPa	R_m /MPa	A/%	GPa · %
		C	Mn	Si				
安赛乐米塔尔 ⁴	DP1180	0.18	2.4	0.60	900 ~ 1 100	1 180	≥5	≥5.90
安赛乐米塔尔 ⁴	DP980	0.11	2.9	0.70	700 ~ 800	980	≥8	≥7.84
宝钢 ⁵	DP1180				820 ~ 1 130	1 180	≥3	≥3.54

注:表中 DP 钢均为冷轧。

表 3 典型 TRIP 钢工业化生产概况

Table 3 Outline of commercial production for typical TRIP steels

公司	牌号	化学成分(上限)/%			YS/MPa	R_m /MPa	A/%	GPa · %
		C	Mn	Si				
安赛乐米塔尔 ⁴	TRIP780	0.25	2.00	2.00 ¹⁾	550	780	≥23.0	≥17.9
宝钢 ⁵	TRIP980	-	-	-	700	980	≥14.0	≥13.7
宝钢 ⁵	TRIP780	0.20	2.50	0.80	580	780	≥20.0	≥15.6
鞍钢 ⁶	TRIP780	0.22	1.65	0.60	535	825	≥25.0	≥20.6
蒂森克虏伯 ⁶	TRIP780	0.22	1.70	1.60	545	840	≥24.5	≥20.6
日本 ⁶	TRIP780	0.22	1.65	1.50	530	820	≥25.5	≥20.9

注:1) Si + Al = 2.00; 2) 表中 TRIP 钢均为冷轧。

表 4 典型超细晶贝氏体钢研发概况
Table 4 Outline of R&D for typical ultra-fine grain bainite steels

研究单位	合金系列	化学成分(上限)/%				R_m / MPa	A /%	GPa · %
		C	Mn	Si	Mo			
英国剑桥大学 ^[3]	0.98C-1.89Mn-1.46Si	0.20	1.80	1.50	0.26	2 500		
西班牙国家冶金研究中心和 新西兰代尔夫特大学 ^[7]	0.2C-2.23Mn-1.5Si	0.22	2.23	1.50	0.25	1 382	24.0	33.2
	0.3C-2.25Mn-1.5Si	0.29	2.25	1.50	0.26	1 796	18.0	32.3

低的相变温度,研发出了 0.98C-1.89Mn-1.46Si-1.26Cr-0.26Mo-0.090V 合金,其硬度为 600 HV,而强度超过 2.5 GPa。该显微组织是经 15 天热处理之后获得的,该时间对于工业化生产来说,时间太长,为此正在做进一步的研究。通过采用 Al 和/或 Co 进行合金化,将加热温度降低,争取将热处理时间大幅度缩短,以便进行工业化生产。该钢具有高强度和高韧性,使该材料成为装甲用钢的一个良好备选材料,它比类似性能的马氏体时效钢的成本低很多。可以获得具有良好伸长率和韧性且抗拉强度在 1 700 ~ 2 300 MPa 的钢种,但由于采用相对高的合金和碳含量,该方法用于大规模的应用可能会更加困难^[3]。

西班牙国家冶金研究中心和新西兰代尔夫特大学的研究人员成功试制出了碳含量为 0.3% 同时不含碳化物的贝氏体钢,其显微组织由贝氏体铁素体和残余奥氏体组成。该钢显示出良好的强韧性组合,抗拉强度在 1 500 ~ 1 800 MPa,总伸长率超过了 15%。经过改进的含碳量为 0.2% 的贝氏体钢达到了更好的强韧性组合,而且其焊接性得到改善^[7]。

3.4 淬火-碳分配(Q&P)钢

淬火-碳分配(Q&P)是近年来生产含有更多残余奥氏体的马氏体钢的一种新工艺。该工艺由 2 步

热处理组成。首先,在均热后,钢在 $M_s \sim M_f$ 范围内预定的淬火温度进行淬火以产生部分马氏体和部分奥氏体显微组织。第 2 步,称之为碳分配阶段,其目的是通过(部分)将马氏体的碳分配到奥氏体中并使碳在奥氏体中富集。这样,在最终淬火到室温之后,稳定的富碳奥氏体残留在显微组织中。碳在高于淬火温度下可以通过 2 步 Q&P 工艺进行分配,或采用 1 步 Q&P 工艺在淬火温度下保温进行碳分配。残余奥氏体稳定化被认为是来自于马氏体的碳消耗(分配),而与贝氏体相变无关^[3]。

自从 2003 年美国的 John G Speer 提出了 Q&P 工艺后,我国宝钢进行了 Q&P 钢工业化试制,其研究的 0.2C-1.5Si-1.8Mn 系 TRIP780 钢经 Q&P 处理,成功生产出了 Q&P1000 钢,其抗拉强度为 981 ~ 1 223 MPa,伸长率为 9.3% ~ 21.2%,并成功用于国内轿车 B 柱的冲压成形^[8]。最近,科罗拉多矿业大学与浦项公司合作研究了不同 C、Mn 含量对 Q&P 钢组织与性能的影响。经过实验,其完全奥氏体化后的 0.2C-3Mn-1.6Si 及 0.3C-3Mn-1.6Si 系钢展示出了较佳的强韧性组合。但是有关 Q&P 钢的组织结构与性能的关系,特别是少量残余奥氏体对于应变硬化的贡献还有待于进一步的研究^[9]。表 5 为典型淬火-碳分配(Q&P)钢研发概况。

表 5 典型淬火-碳分配(Q&P)钢研发概况
Table 5 Outline of R&D for typical Quenching & Partitioning (Q&P) steels

研究单位	合金系列	化学成分(上限)/%				R_m / MPa	A /%	GPa · %
		C	Mn	Si	其它			
宝钢 ^[8]	0.2C-1.8Mn-1.5Si	0.20	1.80	1.50	0.046Al	981	21.2	20.8
科罗拉多矿业大学与浦项公司 ^[9]	0.2C-3Mn-1.6Si	0.20	3.00	1.60	0.06Al	1 047	19.0	19.9
	0.3C-3Mn-1.6Si	0.29	2.95	1.59	0.06Al	874	18.0	15.7
中钢研 ^[10]	0.37C-0.2Mn-1.85Si	0.37	0.20	1.85	Cr, Ni, Mo, V	1 670	19.8	33.1
中钢研 ^[10]	0.41C-0.03Mn-1.68Si	0.41	0.03	1.68	Cr, Ni, Mo, V	1 835	19.0	34.9

3.5 超快加热和冷却工艺

一种超快加热和冷却工艺(Flash Process)现已用于钢板生产。采用该工艺生产的一种 AISI 8620 钢种呈现出非常细的显微组织,它由贝氏体铁素体和马氏体组织构成,上面均匀分布着大的和小的被

认为是富 Cr 的渗碳体。由于奥氏体化时间非常短,这些碳化物被认为是遗传于先前显微组织中的难溶的碳化物。在最终的显微组织中也观察到了非常细的先前的奥氏体晶粒。可以假设,在 Ac_3 温度之上的很短时间内能产生不完全的碳扩散并在整个奥氏

体组织上重新分配,它将导致复合的奥氏体分解产生不同的相变组织,如贝氏体和马氏体^[3]。

美国研究人员对低合金 AISI 1020 钢进行了实验,305 mm 宽薄钢板在 5 s 之内进行快速加热与冷却,获得了 1 560 ~ 1 600 MPa 抗拉强度和 8.0% ~ 8.7% 伸长率。由于获得了贝氏体组织,具有优良的耐回火能力,在 500 °C 回火 300 s 后,仍有 1 225 MPa 的抗拉强度。该钢经过温轧成型,可以通过一次和二次冲压将钢板加工成复杂几何形状的零件^[11]。表 6 为美国超快加热和冷却工艺 (Flash Process) 钢的成分及性能^[11]。

表 6 超快加热和冷却工艺 (Flash Process) AHSS 钢的成分及性能

Table 6 Chemical composition and properties of AHSS steel by rapid heating and cooling process (Flash Process)

牌号	化学成分(上限)/%				R_m / MPa	A/ %	GPa · %
	C	Mn	Si	其它			
AISI 1020	0.21	0.63	0.22	Cr, Ni, Mo, Cu	1 576	8.7	13.7

3.6 高锰钢

由 Merwin 基于 Grange 和 Miller 早期研究成果而研发的较低锰 (5% ~ 7%)、低碳 (0.1%) 成分的双相铁素体-奥氏体显微组织的钢。其锰含量高于常规钢种,但比 TWIP 钢低很多,可以采用常规的热轧、冷轧和罩式退火工艺。在退火温度的最高点延长保温导致了双相区退火,此时产生了锰分配现象。在室温条件下获得了由铁素体和高锰奥氏体构成的超细晶显微组织。在 0.10C-5.2Mn 钢中,检测的奥氏体比例达 17%,而在 0.10C-5.8Mn 和 0.10C-

7.1Mn 钢中所获得的奥氏体比例分别达 28% 和 38%。除了降低 TWIP 钢相关的合金成本之外,该工艺路线也可使那些不具备连续退火或先进冷却能力的生产线生产出高强钢^[3]。

关于第 2 代奥氏体钢种已经提出了各种成分系列,现今的研究主要集中在如何降低合金含量上。Frommeyer 等人研究了更低锰 (15% Mn) 的 Fe-Mn-3Si-3Al 系钢^[3]。高锰钢中 Mn、C、Al 等合金元素含量较高,对冶炼、连铸以及热轧工艺提出了非常苛刻的要求。主要表现在:

(1) 冶炼过程中,Fe-Mn-Al-Si 系高锰中 Al 元素烧损严重,成分难以精确控制;另外,Mn、C 与覆盖剂容易发生反应。

(2) 连铸过程中,Mn 元素的微观偏析导致弯月面处的凝固坯壳强度偏低,容易漏钢;随着温度下降,高锰钢强度快速上升,导致拉矫过程困难。

(3) 热轧过程中,在隧道炉加热时晶界非常容易氧化,并且钢中 K 相碳化物也带来热轧的困难,高 Mn、C 含量容易使热轧板表面形成凹坑缺陷。

可见,利用连铸-热轧传统流程生产高锰钢存在许多技术瓶颈。薄带连铸技术快速凝固,可以有效降低高合金钢中元素的偏析,提高材料的成型性能。各大钢铁集团在尝试利用该技术生产高锰钢^[12]。蒂森-克虏伯钢铁公司采用带式的薄带连铸技术,尝试生产出 Fe-Mn-Al-Si 系高锰钢薄带^[13]。韩国浦项也在尝试用薄带连铸流程进行 Fe-Mn-C 系高锰钢的生产^[14]。表 7 为典型 TWIP (孪晶诱发塑性) 钢研发概况。

表 7 典型孪晶诱发塑性 (TWIP) 钢研发概况

Table 7 Outline of R&D for typical Transformation Induced Plasticity (TWIP) steels

研究单位	合金系列	化学成分(上限)/%				R_m / MPa	A/%	GPa · %
		C	Mn	Si	其它			
德国 Paderborn 大学和 Benteler 汽车公司 ^[15]	Fe-Mn-C	0.52	22.36	0.25	0.20Cr	1 160	52	63.2
安赛乐和蒂森克虏伯 ^[12] Bracke L. ^[16]	Fe-Mn-C	0.70	20.0			1 000	≥50.0	≥50.0
	Fe-Mn-C	0.25	16.2	0.14	5.60Cr	848	≥31.0	≥26.3
北京科技大学 ^[12]	Fe-Mn-Al-Si	0.017 5	24.0	2.92	2.52Al	715	≥61.2	≥43.8
浦项科技大学 ^[17]	Fe-18Mn-1.5Al-0.6C	0.60	18.0		1.50Al	990	≥63.0	≥62.4

3.7 中锰碳亚稳奥氏体-超细晶基体钢

目前,通过中锰碳钢的合金化设计及奥氏体逆相变等措施,中钢研已经在实验室内制备出 30% 左右的亚稳奥氏体与超细晶基体的双相复合组织钢。该钢的室温抗拉强度在 0.8 ~ 1.6 GPa 级,断后伸长率为 30% ~ 45% 的水平,而其强塑积在 30 ~ 48

GPa · %。目前实验室内已经完成了对不同碳含量和不同锰含量的 C-Mn 钢的系列化基础研究。基本工艺是对设计的原型钢先进行淬火处理,获得马氏体组织,然后对这些淬火钢进行双相区 ($Ac_1 \sim Ac_3$) 进行不同时间的退火,进行奥氏体逆转变,获得包括奥氏体、超细晶铁素体及沉淀析出相的多相组织,此

种退火工艺被称为奥氏体逆转变退火。

从以上对中锰钢的实验室研究结果来看,通过逆转变处理和相应的形变处理,可以获得含有大量奥氏体相的基体为超细晶组织的奥氏体-铁素体双相钢。当钢中含有 30% 左右的亚稳奥氏体时,可以获得强塑积在 30 ~ 40 GPa·% 的高强高塑汽车钢。拉伸形变过程中,亚稳奥氏体又逐步转变为马氏体,形成了亚稳、多相和多尺度称之为 M^3 的组织。2011 年 11 月中钢研与太钢合作研发的第 3 代汽车钢在太钢进行了工业试制,初步试制的 0.1C-5Mn 钢热轧卷和冷轧板均达到了第 3 代汽车钢的基本目标^[18]。表 8 为中钢研第 3 代汽车钢工业试制数据

表 8 中锰亚稳奥氏体-超细晶基体钢的主要成分和性能
Table 8 Main analysis and properties of medium manganese metastable austenite-ultra-fine grain matrix steel

项目	合金系列	R_m / MPa	伸长率 A / %	强塑积/ (GPa·%)
工业试制热轧板卷	0.1C-5Mn	700	>40	>30
工业试制冷轧板	0.1C-5Mn	900	>40	>36

参考文献

- [1] 苏连锋. 汽车用先进高强度钢开发和研究的进展[J]. 钢铁研究, 2009, 37(5): 58-62.
- [2] Weng Yuqing, Dong Han, Gan Yong. The Recent Development of Advanced Automobile Sheet Steels. // International Symposium on Automobile Steel 2009. Dalian, September 6, 2009: 1-77.
- [3] Moor Emmanuel De, Gibbs Paul J, Speer John G, et al. Strategies for Third-Generation Advanced High-Strength Steel Development, Iron & Steel Technology[J]. 2010, 7(3): 133-144.
- [4] ArcelorMittal Company. Dual Phase Steels & TRIP Steels: [5th May 2012]. www.arcelormittal.com/automotive/saturmus/sheets/catalogur.pl? id_sheet = Al&header = &language = EN
- [5] 宝钢股份公司产品手册. 汽车用高强度钢: [5th May 2012]. http://tv.baosteel.com/web/plc/p-pdf/QG0908A0101.pdf
- [6] Zhang Xiao-gang. The Development of Advanced HSLA Steel in Angang in Low Carbon Age[C] // HSLA Steels' 2011, Beijing: The Chinese Society for Metals, May 31-June 2, 2011: 22-28.
- [7] Cabalero F G, Santofimia M J, Chao J, et al. Theoretical Design and Advanced Microstructure in Super High Strength Steels[J]. Materials and Design 2009(30): 2077-2083.
- [8] Wang Li, Fen Weijun. Development and Application of Q&P Sheet Steels[C]. // Proc. Of International Conference on Advanced Steels 2010. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010: 242-245.
- [9] Emmanuel De Moor, et al. Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels[J]. ISIJ International, 2011, 5(1): 137-144.
- [10] Cao Wenquan, Shi Jie, Wang Chang, et al. The 3rd Generation Automobile Sheet Steels Presenting with Ultrahigh Strength and High Ductility. Development and Application of Q&P Sheet Steels[C]. // Proc. Of International Conference on Advanced Steels 2010. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2010: 196-215.
- [11] Jr G Cola. Temper Resistant 1600MPa/8.7% EL AISI 1020 Flash Bainite Processed Steel Made in 5 Seconds[C]. // Proc. of Materials Science and Technology 2009, Pittsburgh, Pa, October 25-29, 2009: 1137-1345.
- [12] 梁高飞, 林常青, 于艳, 等. 高强塑性高锰钢的研究进展[J]. 铸造技术, 2009, 30(3): 404-407.
- [13] Schäperkötter M, Eichholz H, Kroos J, et al. Direct Strip Casting (DSC) - an Option for the Production of HSD Steel Grades. [C]. // Proc. 1st. Intern. Conf. Super-High-Strength Steels, Rome, Italy, 2-4. Nov. 2005: 188-199.
- [14] Ha Man Jin, Kim Wan Soo, Choi Ju Tae. Method for Manufacturing High Manganese Steel Strip with Twin-roll Strip Casting Apparatus: Korea, 100674618[P]. 2007-01-19. http://www.directorypatent.com/KR/1020050086789.html
- [15] Niendorf Thomas, Rubitschek Felix, Maier Hans J, et al. On the Fatigue Crack Growth in High-Manganese Austenitic TWIP Steel Influence of the Microstructure[C]. // Fatigue of Materials Advances and Emergences in Understanding. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society). 2010: 55-66.
- [16] Bracke L, Penning J, Akdut N. The Influence of Cr and N Additions on the Mechanical Properties of FeMnC Steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38A: 520-528.
- [17] Sung-kyu Kim, Gyoung Kim, Kwang-geun Chin. Development of High Manganese TWIP Steel with 980MPa Tensile Strength[C]. // Proc. of the Intl. Conf. on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels. Orlando, Fla: AIST, June 15-18 2008: 249-256.
- [18] 董瀚, 曹文全, 时捷, 等. 第 3 代汽车钢的组织与性能调控技术[J]. 钢铁, 2011, 46(6): 1-11.

概况。

4 结束语

在汽车制造领域,钢与铝及镁合金等的竞争已进入了一个新的阶段。同时,汽车制造商也对钢铁材料的性能和成本提出了更高的要求, AHSS 钢,特别是性价比优良的第 3 代 AHSS 汽车钢的开发就显得特别迫切。目前,世界各国都在致力于 AHSS 特别是第 3 代 AHSS 钢的研究和开发,同时也对新的用户加工技术与工艺加大了研究力度,使钢的强韧性得到了进一步的提升。中钢研已获初步成功的第 3 代 AHSS 钢研发,同时以 Q&P 钢和先进贝氏体钢为代表的 AHSS 钢的研发,是目前比较接近于第 3 代 AHSS 钢目标的研发方向,其它的工艺路线和新钢种也正在探索之中。中钢研与太原钢铁集团率先在国际上联合成功开发了第 3 代 AHSS 汽车钢的工业试制工艺路线,标志着我国 AHSS 钢的研发达到了世界先进水平。

张志勤(1964-),男,高级工程师,科技信息研究所副所长,1986 年本溪大学毕业,长期从事轧钢新工艺、新技术及钢铁新产品研究。E-mail: 6729118@163.com

收稿日期: 2012-07-08