

汽车用 1 180 MPa 级 F/M 高强双相钢 板坯高温热塑性研究

李守华, 曹晓恩, 赵林林, 苏振军, 胡玉坤

(河钢集团邯钢公司技术中心, 河北省汽车用先进钢铁材料重点实验室, 河北 邯郸 056015)

摘 要: 采用 Gleeble3500 热模拟试验机在温度区间 650~1300 °C 对汽车用 1 180 MPa 级 F/M 双相高强钢进行高温热塑性研究, 绘制热塑性曲线并对高温拉伸试样断口和显微组织进行观察。试验结果可知: 该钢种在试验温度范围内存在 1 个脆性区, 即 910~675 °C 区间, 800 °C 时断面收缩率达到最小值 28.76%, 在熔点~910 °C 温度区间内呈现良好塑性, 断面收缩率均在 60% 以上; 高温塑性区较窄, 第 III 脆性区“布袋”曲线明显且范围较大, 该钢种裂纹敏感性高。断口观察可知, 950 °C 和 650 °C 断口均具有典型韧窝特征, 属于韧性断裂; 800 °C 断口为沿晶和解理混合型断口, 属于典型脆性断裂。650 °C 断裂主要由先共析铁素体沿原奥氏体晶界析出引起, 800 °C 脆性断裂主要由晶界弱化导致, 1 050 °C 以上高温热强度低, 拉伸超过材料所承受的最大强度而发生缩颈断裂。为避免板坯在矫直段产生裂纹, 铸坯矫直温度应控制在 950 °C 以上, 避开第 III 脆性区(910~675 °C)。

关键词: F/M 高强双相钢; 板坯; 热塑性; 断口分析; 显微组织

中图分类号: TF76 **文献标志码:** A **文章编号:** 1004-7638(2019) 01-0123-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2019.01.022

开放科学(资源服务) 标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on Hot Ductility of Slab of 1 180 MPa Grade F/M High Strength Dual Phase Steel for Automobile

Li Shouhua, Cao Xiao'en, Zhao Linlin, Su Zhenjun, Hu Yukun

(Technique Center, Handan Company, Hesteel Group, Hebei Key Laboratory of Advanced Steel Materials for Auto, Handan 056015, Hebei, China)

Abstract: The hot ductility of 1180 MPa F/M high strength dual phase steel for automobile had been investigated in the temperature range of 650 °C to 1300 °C using a Gleeble 3500 thermal simulator. The thermoplastic curve was drawn, and the fracture and microstructure of high temperature tensile specimen were observed. The test results show there is a brittle zone in the test temperature and the brittle temperature zone is in range of 675 °C to 910 °C. The minimum shrinkage rate reaches 28.76% at 800 °C, and it shows good plasticity in the temperature range of melting point to 910 °C with shrinkage rate above 60%. the high temperature plastic zone is narrow and the III brittle zone is a typical “U” curve and wide range, indicating high crack sensitivity. Fracture observationI shows that the fractures at both 650 °C and 950 °C have typical dimple which belong to ductile fractures. Fracture at 800 °C is typical brittle mixing along grain boundary and cleavage fracture. The fracture at 650 °C is mainly caused by precipitation of pro-eutectoid ferrite along original austenite grain boundary. The brittle fracture at 800 °C is mainly caused by grain boundary weakening. The high-temperature strength above 1050 °C is low, because the tensile stress exceeds the maximum strength of the steel. In order to avoid slab cracking during straightening section, the slab straightening temperature should be controlled above 950 °C which fall out of the III brittle zone (from 675 °C to 910 °C).

Key words: F/M high strength dual phase steel, slab, thermoplasticity, fracture analysis, microstructure

收稿日期: 2018-09-21

作者简介: 李守华(1976—), 男, 高级工程师, 主要从事高强汽车板产品研发, E-mail: lishouhua@hbisco.com; **通讯作者:** 曹晓恩(1986—), 男, 工程师, 主要从事汽车板产品研发及材料成型工艺研究, E-mail: caoxiaoen1986@163.com。

0 引言

2017年全国汽车保有量达2.17亿辆,与2016年相比全年增加2304万辆,增长11.85%。我国汽车工业快速发展的同时面临资源、能源危机和环境保护的巨大压力,节能与环保是汽车工业可持续发展的必然选择。汽车轻量化设计是未来汽车行业的发展方向,是实现节能环保的有效途径,而高强钢的应用是实现轻量化设计的重要手段^[1-3]。AHSS钢在新一代乘用车上使用量接近80%,其中以高强双相钢用量最大^[4]。

目前,汽车用双相高强钢板最高达到1180 MPa级别,由于合金含量高、工艺流程长、工艺控制难度大,国内仅有宝钢等少数企业可以生产。结合该级别双相高强钢板坯生产工艺,为了矫直段避开脆性区间减少连铸工艺过程板坯裂纹的产生,笔者对汽车用1180 MPa级F/M双相高强钢板坯的高

温热塑性进行研究,为连铸工艺特别是二冷制度的确定提供参考依据。

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

汽车用1180 MPa级F/M双相高强钢是为实现汽车轻量化开发的高端钢种,属于低合金高强钢,其连铸板坯来自260 t BOF-LF-RH-CC工艺流程,采用Si-Mn-Cr-Nb的双相钢成分体系。低碳设计保证生产及组装过程焊接性,强化元素以Si、Mn为主,Si能提高过冷奥氏体向铁素体的转变温度,促进铁素体形成。Mn是扩大奥氏体区元素,在冷却过程中推迟珠光体和贝氏体转变,提高钢的淬透性。添加Cr提高淬透性,Nb主要起弥散强化、提高再结晶温度、细化晶粒的作用,具体见表1。合金元素对性能的影响主要表现在临界区热处理过程对奥氏体淬透性、F/M比例及分布形态的影响^[5]。

表1 试验钢主要化学成分
Table 1 Main chemical compositions of tested steel

C	Si	Mn	P	S	Als	Nb	Cr	N
0.12	0.72	1.68	0.010	0.005	0.040	0.039	0.58	0.004 9

高温拉伸试样在铸坯厚度方向加工,取样尽量避开中心偏析、中心疏松和表面裂纹部位,试样加工成 $\phi 10\text{ mm} \times 110\text{ mm}$,两端攻丝成 $M10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的标准圆柱试样,如图1所示。

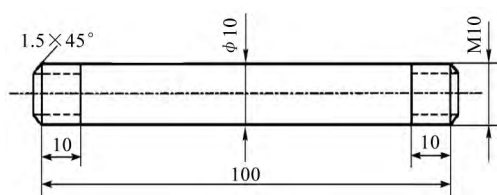


图1 高温拉伸试样示意^[4]

Fig.1 Schematic diagram of high temperature tensile test

1.2 试验方法

采用Gleeble3500热模拟试验机进行高温拉伸试验,试样为常规板坯铸态组织。高温拉伸试验的温度范围为650~1300℃,以25℃或50℃温度间隔进行试验,试样用夹钳固定并在Ar气保护下,以20℃/min的升温速率加热至1300℃,保温3 min,充分奥

氏体化和均匀成分、温度、促进析出物的溶解,然后以3℃/min的冷却速率分别冷却至试验温度(650、700、750、775、800、825、850、875、900、950、1000、1050、1100、1150、1200、1250、1300℃),保温30 s后以 $5.0 \times 10^{-3}/\text{s}$ (连铸板坯应变速率)的应变速率进行拉伸试验,直至试样拉断。通过夹钳冷却水热传导降温至室温后切断保护Ar气取样,避免高温氧化破坏断口形貌,计算拉伸试样的断面收缩率(Z),绘制试验钢的热塑性曲线,采用蔡司扫描电镜、光学显微镜进行断口形貌及近断口显微组织观察,分析其强韧机理。具体试验热变形工艺如图2所示。

2 试验结果及分析

2.1 高温热塑性曲线绘制

图3为试验F/M高强双相钢高温热塑性曲线。试样强度随温度的升高而连续降低,零强度温度为1500℃左右,而塑性随温度降低呈现不同的变化规律。在950~1150℃范围内表现出良好塑性、断面收缩率达到80%以上。温度1050℃时,断面收缩率达到最大值89.44%;温度高于1150℃塑性呈

缓慢降低趋势,试验温度范围内未见零塑性温度出现;温度低于 950 ℃ 时,断面收缩率急剧下降,800 ℃ 时达到最小值 28.76%;之后随着温度降低,塑性呈上升趋势,650 ℃ 时,断面收缩率达到 69.75%。若以断面收缩率小于 60% 作为脆性判断依据,该钢种在试验温度范围内出现 1 个脆性区,即 910~675 ℃ 区间。在熔点~910 ℃ 温度区间内呈现良好塑性。整体观察,高温塑性区较窄,第Ⅲ脆性区“布袋”曲线明显且范围较大。说明该钢种成分设计裂纹敏感性高于普通钢种,连铸过程需要严格控制铸坯冷却,保证铸坯温度经过矫直段时避开第Ⅲ脆性区,在高温塑性区矫直,避免铸坯裂纹出现。

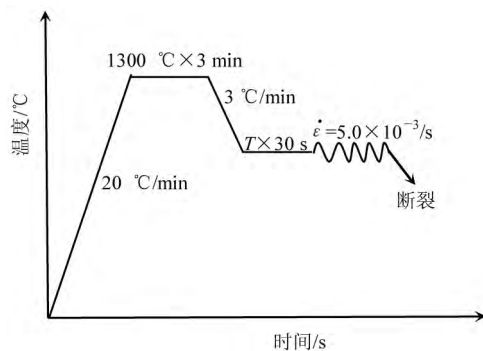


图 2 热变形工艺

Fig.2 Thermal deformation process diagram

2.2 断口分析

F/M 高强双相钢热拉伸试验中 1 000 ℃ 断口已

经完全融化、950 ℃ 断口未融化。采用扫描电镜对断口进行显微观察分析其断裂形式。

图 4~6 分别为 950、800、650 ℃ 断口形貌。950 ℃ 断口中心纤维区分布着大量韧窝,韧窝深度不大但是分布均匀,属于典型的韧性断口。纤维区几乎占据整个断口面积,不存在裂纹快速扩展区(放射区),纤维区和剪切唇紧密相连,可见明显的高温拉伸颈缩现象。800 ℃ 断口可以清晰地看到每个晶粒的多面体形貌具有典型冰糖状特征,同时在断口局部撕裂痕处发现解理河流花样,具有解理断裂特征,说明此类断口为沿晶和解理混合型断口,属于典型的脆性断裂。650 ℃ 断口纤维区与 950 ℃ 类似,属于带有韧窝的典型韧性断裂,同样不存在放射区,不同之处在于剪切唇与纤维区交界处存在悬崖式断裂。

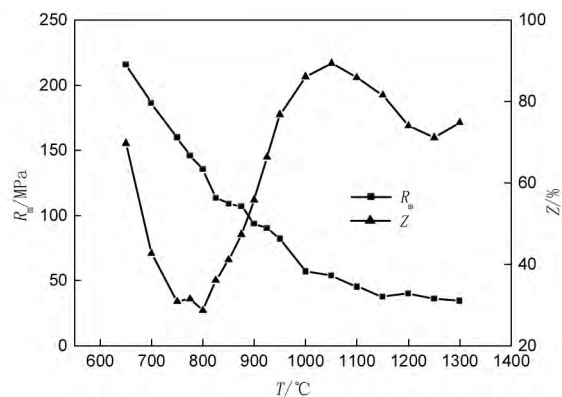
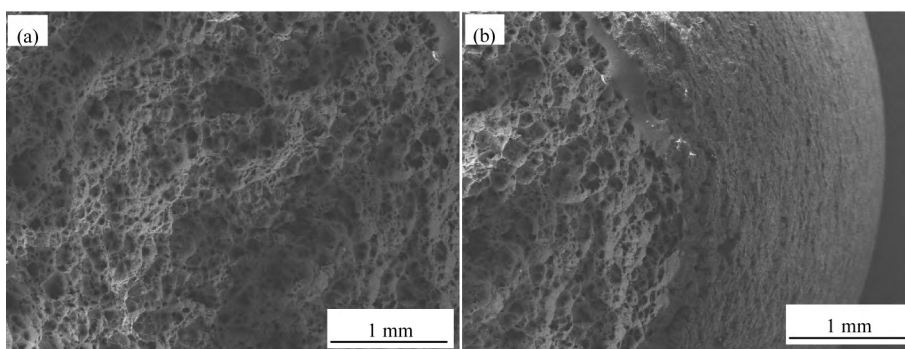


图 3 高温热塑性曲线

Fig.3 Hot ductility curve



(a)纤维区

(b)剪切唇

图 4 950 ℃ 高温断口形貌

Fig.4 Fracture morphology of sample at 950 ℃

2.3 近断口显微组织分析

图 7 为 650 ℃ 断口端部显微组织,可见明显的沿

原奥氏体晶界析出的白亮色先共析铁素体,奥氏体晶粒在高温拉伸过程中发生变形,整体呈纤维状。通过

显微组织可知,该试验温度位于两相区(即 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间)。二次裂纹尖端位于原奥氏体晶界先共析铁素体处,说明在 $\gamma + \alpha$ 两相区内钢的脆化主要由先共析铁素体沿原奥氏体晶界的析出引起,由于铁素体的强度

仅为奥氏体强度的 $1/4$ ^[4-5],因此在应力作用下形变将主要集中在晶界处强度较低的铁素体膜中,当应力超过晶界 α 相所能承受的强度时,在 α 相中便会生成微孔,微孔聚合、长大,最后扩展成裂纹^[6]。

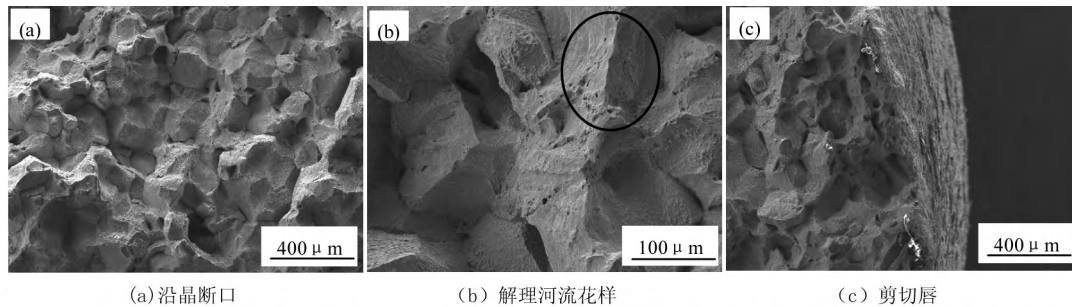


图 5 800 °C 高温断口形貌

Fig.5 High temperature fracture morphology at 800 °C

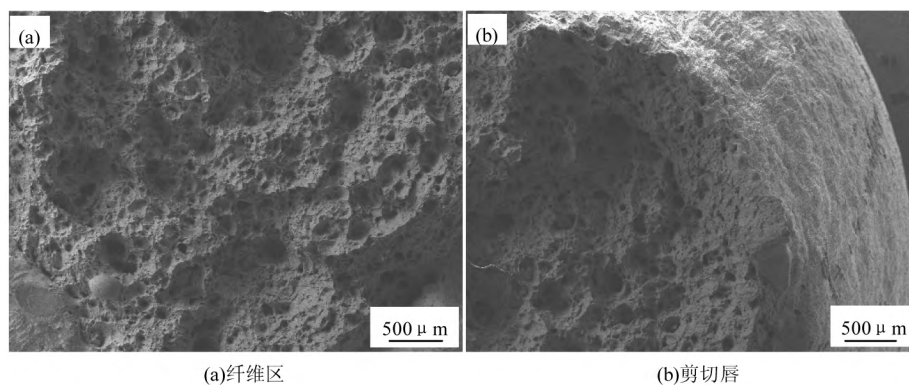


图 6 650 °C 高温断口形貌

Fig.6 Fracture morphology of sample at 650 °C

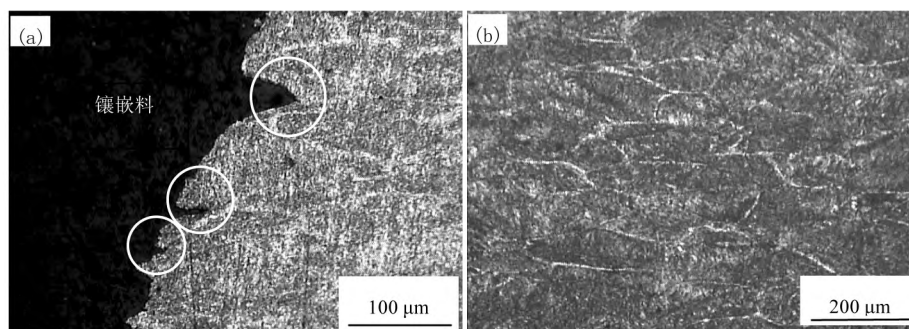


图 7 650 °C 近断口组织

Fig.7 Microstructure of section near fracture at 650 °C

图 8 为 800 °C 断口端部显微组织,可见端部形状与奥氏体晶界相似,说明此种断裂为沿晶脆性断裂,奥氏体晶粒没有发生变形。

在距离断口端部 $1\ 254 \sim 1\ 403\ \mu\text{m}$ 区域内发现不同程度的晶界裂纹,说明此温度下脆性主要由晶界弱化引起。

图 9 和图 10 分别为 1 050 ℃ 和 1 250 ℃ 近断口组织,断口宏观形貌呈典型杯锥状塑性断裂。断口

尖端高温下已发生熔融,未观察到晶界裂纹及夹杂物引起的微孔裂纹扩展现象。

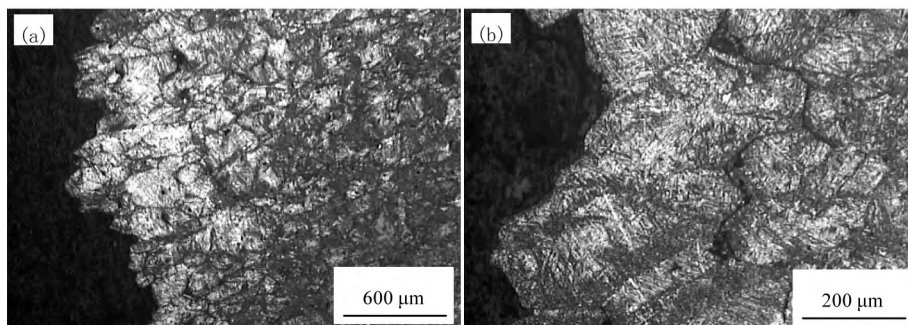


图 8 800 ℃ 近断口组织

Fig.8 Microstructure of section near fracture at 800 ℃

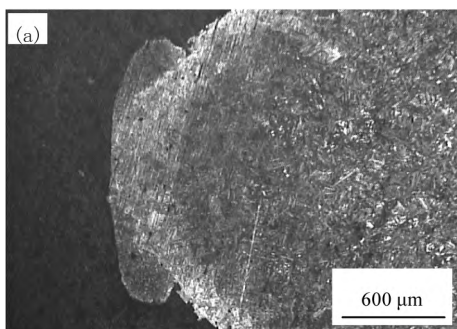


图 9 1 050 ℃ 近断口组织

Fig.9 Microstructure of section near fracture at 1 050 ℃

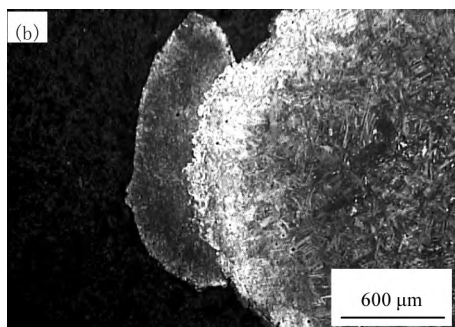


图 10 1 250 ℃ 近断口组织

Fig.10 Microstructure of section near fracture at 1 250 ℃

通过高温热塑线曲线可知,两温度下热强度分

别为 53.94 MPa、36.43 MPa,此温度下断裂主要是由于高温热强度低,拉伸超过试验温度下材料所承受的最大强度,发生缩颈断裂。此温度下断口熔化,晶界微裂纹等缺陷可发生焊合,导致在冷态下无法观察到上述缺陷。由于高温快冷,近断口组织比较混乱,主要由马氏体、贝氏体组织构成。

3 结论

1) 汽车用 1 180 MPa 级 F/M 高强双相钢在试验温度范围内Ⅲ脆性区为 910~675 ℃,高温塑性区为 950~1 150 ℃,断面收缩率达到 80% 以上。

2) 1 050 ℃ 和 1 250 ℃ 断裂试样具有典型杯锥状塑性断裂特征,由于高温热强度低,拉伸超过试验温度下材料所承受的最大强度,发生缩颈断裂; 950 ℃ 断口属于具有韧窝特征的典型韧性断裂; 800 ℃ 断口为沿晶和解理混合型断口,属于典型脆性断裂,主要由晶界弱化引起; 650 ℃ 断口亦属于带有韧窝特征的典型韧性断裂,主要由先共析铁素体沿原奥氏体晶界析出引起。

3) 该钢种裂纹敏感性高于普通钢种,连铸过程需要严格控制铸坯冷却,保证铸坯温度经过矫直段时避开Ⅲ脆性区(即 910~675 ℃),在高温塑性区(即 950~1 150 ℃)矫直,可避免铸坯裂纹。

参考文献

- [1] Kang Yonglin. Lightweight vehicle, advanced high strength steel and energy-saving and emission reduction [J]. Iron and Steel, 2008, 43(6): 1-7.

- (康永林.汽车轻量化先进高强钢与节能减排 [J].钢铁,2008,43(6):1-7.)
- [2] Gao Yun,Shao Lixin.Optimization of heat treatment process for automobile high strength steel [J].Hot Working Technology,2016,45(14):204-207.
- (高云,邵立新.汽车高强钢的热处理工艺优化研究 [J].热加工工艺,2016,45(14):204-207.)
- [3] Tang Di,Zhao Zhengzhi,Mi Zhenli,*et al.*Advanced high strength strip steel for automobile [M].Beijing:Metallurgical Industry Press,2016.
- (唐荻,赵征志,米振莉,等.汽车用先进高强板带钢 [M].北京:冶金工业出版社,2016.)
- [4] Yuan Shentie,Lai Chaobin,Chen Yingjun.Hot ductility of EQ47 steel and influence of Mn and Cr on it [J].Heat Treatment of Metals,2014,39(8):68-70.
- (袁慎铁,赖朝彬,陈英俊.EQ47 钢的高温塑性及 Mn、Cr 对其高温塑性的影响 [J].金属热处理,2014,39(8):68-70.)
- [5] Zhang Chen,Yue Erbin,Qiu Shengtao.High temperature mechanical properties of steels and analysis on their factors [J].Continuous Casting,2008(6):6-10.
- (张晨,岳尔斌,仇圣桃.钢的高温力学性能及其影响因素分析 [J].连铸,2008(6):6-10.)
- [6] Cao Xiaoen,Cheng Di,Wu Zhijie,*et al.*Thermoplasticity of continuous casting slab of high strength steel CR1 030/1 300 MS for auto [J].Special Steel,2018,39(3):1-4.
- (曹晓恩,程迪,武志杰,等.汽车用高强度钢 CR1 030/1 300 MS 连铸板坯的热塑性 [J].特殊钢,2018,39(3):1-4.)

编辑 杨冬梅

我国钙钛矿太阳能电池研发获突破

(1月11日消息)我国在钙钛矿电池研发领域取得重要突破。上海交通大学教授韩礼元团队和苏州黎元新能源科技有限公司合作研发,使面积 36 cm^2 钙钛矿太阳能组件的能量转化效率突破了12%。

这一成果刊登在日前出版的光伏领域权威杂志《太阳能电池效率记录表》上,并获得了国际权威认证机构日本产业技术综合研究所的认证。

因具备生产成本低等诸多优势,钙钛矿太阳能电池被视为最有希望取代传统石化能源的新能源电池之一。

据介绍,韩礼元团队采用印刷方式取代实验室旋涂工艺,使得大面积均匀制模成为可能。在通过高精度集成模块设计提高电池有效面积的同时,结合材料配方的改进,保证了电池组生产效率的重复性和可靠性。

上海交通大学太阳能转换材料研究中心博士陈汉表示,上述研究攻克了大面积制备钙钛矿电池组的技术瓶颈,对推动其大规模产业化进程有着重要意义。

超细粉末国家工程研究中心主任马新胜表示,与传统薄膜电池相比,钙钛矿薄膜电池可摆脱对环境和高造价原材料的依赖,大大降低操作难度和设备成本。其产业化前景良好,有望打破目前硅太阳能电池的垄断格局。

作为目前市场上应用最为广泛的新能源电池,硅太阳能电池占据了光伏组件约九成的市场份额。在生产成本大幅下降的同时,晶硅电池组效率提升也开始步入“瓶颈期”,进一步降本增效难度加大。在这一背景下,拥有生产成本低、生产原料和工艺简单、生产过程绿色环保等优点的钙钛矿太阳能电池,开始获得越来越多的关注。

近年来,大量科技和产业资本相继进入钙钛矿太阳能电池领域,带动其光电转换效率不断提高。不过,目前研发的钙钛矿电池面积多为 1 cm^2 及以下,大面积高效率组件面临的技术挑战,成为其走出实验室迈向规模化生产的主要障碍。

<http://www.china-nengyuan.com/tech/114774.html>