

# 桥梁缆索用超高强度钢丝的研究现状及发展趋势

冯路路<sup>1,2,4</sup>, 吴开明<sup>1</sup>, 鲁修宇<sup>3</sup>, 乔文玮<sup>4</sup>

(1. 武汉科技大学 国际钢铁研究院, 湖北 武汉 430081)

(2. 荆楚理工学院机械工程学院, 湖北 荆门 448000)

(3. 武汉钢铁(集团)研究院, 湖北 武汉 430080)

(4. 江苏华能电缆股份有限公司, 江苏 高邮 225613)

**摘要:** 随着桥梁建设向跨海、跨江、跨越大湾区以及跨越高山峡谷的方向发展, 悬索桥和斜拉桥的跨度越来越大, 对桥梁缆索用钢丝的要求也越来越高。桥梁缆索用钢丝的微观结构具有双层复合结构, 由渗碳体片层和铁素体片层相互间隔组成, 渗碳体片层决定其强度, 铁素体片层决定其塑性, 二者层间距的大小对其强韧性配比尤为重要。首先论述了国内外桥梁建设的发展以及桥梁缆索用超高强度钢丝的国内外生产与研究现状; 然后讨论了桥梁缆索用超高强度钢丝的微观组织与宏观力学性能之间的关系, 分析了其强韧化机理以及国内外热处理技术的优缺点。盘条的原始抗拉强度和冷拉拔加工过程中的形变量共同决定了冷拉拔钢丝的最终抗拉强度, 在冷拉拔过程中组织形貌变化和累计的形变能是造成热镀锌过程中钢丝扭转性能降低的关键因素。桥梁缆索用超高强度钢丝存在的不足主要是缺乏与更高强度盘条相匹配的成分设计和热处理技术, 及缺乏防止钢丝在热镀锌过程中扭转性能降低的先进冷拉拔加工技术。

**关键词:** 桥梁缆索用钢丝; 超高强度; 扭转性能; 微观组织; 渗碳体

**中图分类号:** TU511.3; U443.38 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)05-0395-09

## Research Status and Development Tendency of Ultra-High Strength Steel Wire for Bridge Cables

FENG Lulu<sup>1,2,4</sup>, WU Kaiming<sup>1</sup>, LU Xiuyu<sup>3</sup>, QIAO Wenwei<sup>4</sup>

(1. International Research Institute for Steel Technology, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

(2. School of Mechanical Engineering, Jingchu University of Technology, Jingmen 448000, China)

(3. Research Institute of Wuhan Iron & Steel Group, Wuhan 430080, China)

(4. Jiangsu Huaneng Cable Co., Ltd., Gaoyou 225613, China)

**Abstract:** With the development of bridge construction in the direction of sea-crossing, river-crossing, bay-crossing and mountain-crossing, the requirement of bridge cable steel wire is higher since the span of suspension bridges and cable-stayed bridges is getting larger. The double-layer composite microstructure of bridge cable steel wire is composed of cementite lamellae and ferrite lamellae with certain intervals. And, the strength and plasticity-toughness of bridge cable steels are depended on cementite lamellae and ferrite lamellae, respectively. The distance between two lamella is particularly important for the strength and toughness of bridge cable steels. Firstly, the production and research status of ultra-high strength steel wire (UHSSW) for bridge cables worldwide was reviewed in this paper, as well as the development of bridge construction. Moreover, the relationship between microstructure and mechanical properties of UHSSW for bridge cables was discussed. Its strengthening-toughening mechanism was analyzed. The advantages and disadvantages of heat treatment technology being applied on UHSSW for bridge cables were also analyzed. The final tensile strength of cold drawing steel wire is determined by

both original tensile strength of wire rod and deformation during cold drawing process. The microstructure variation and accumulated deformation energy during cold drawing process are the key factors for reducing torsional property of steel wire in hot-dip galvanizing process. Meanwhile, the shortcomings of UHSSW for bridge cables were pointed out. These are lack of composition design and heat treatment technology matching higher strength wire rod, and advanced cold drawing technology for preventing the torsional property degradation of steel wire during hot-dip galvanizing.

收稿日期: 2019-04-17 修回日期: 2019-07-31

基金项目: 国家重点研发计划项目(2017YFB0304800); 湖北省自然科学基金项目(2018CFB304)

第一作者: 冯路路, 男, 1982 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.1674-3962.201904017

**Key words:** bridge cable steel wire; ultra-high strength; torsional property; microstructure; cementite

## 1 前言

世界上第一座现代化悬索桥是 1883 年修建于美国的布鲁克林大桥, 其主跨仅有 500 m、主缆用的热镀锌钢丝的抗拉强度只有 1200 MPa(下文均为抗拉强度)。随着全球钢铁材料生产技术的日新月异, 20 世纪 80 年代, 国内外桥梁缆索用热镀锌钢丝的生产技术也得到了飞速发展, 其强度已经达到了 1570 MPa 级水平。20 世纪末期, 国内外建设的大跨度悬索桥主缆用热镀锌钢丝的抗拉强度基本都达到甚至超过了 1670 MPa, 个别国家重点建设的大型桥梁已经开始采用 1770 MPa 级热镀锌钢丝作为桥梁缆索的主缆。例如, 1998 年建成的主跨为 1991 m 的日本明石海峡大桥, 是世界上第一座使用 1770 MPa 级热镀锌钢丝作为主缆索股的悬索桥, 且其跨度为当时全球最大。21 世纪前 10 年间, 我国在以 1770 MPa 级热镀锌钢丝作为主缆索股的推广应用上也取得了一系列成绩, 如武汉鹦鹉洲长江大桥、马鞍山公路长江大桥、舟山西堠门桥梁等<sup>[1]</sup>。同样在韩国, 位于全罗南道的光阳大桥, 用作主缆索股的热镀锌钢丝的抗拉强度为 1860 MPa; 蔚山大桥主缆索股所采用的热镀锌钢丝的抗拉强度为 1960 MPa<sup>[2]</sup>。2018 年, 我国建设的杨泗港大桥(公路悬索桥)采用  $\Phi 6.2$  mm、1960 MPa 级的热镀锌铝钢丝作为主缆索股; 广东省的虎门二桥(公路悬索桥)的主缆索股采用  $\Phi 5.0$  mm、1960 MPa 级的热镀锌铝钢丝<sup>[3]</sup>。目前, 我国在 2000 MPa 级桥梁缆索用钢丝的研发道路上走在了世界前列, 如正在建设中的沪通大桥(公铁两用)采用了  $\Phi 7.0$  mm、2000 MPa 级的热镀锌钢丝作为斜拉索, 2018 年已经完成了首批 200 t 钢材的交付使用<sup>[4]</sup>。同时, 正在建设的深中通道伶仃洋大桥将会使用 2060 MPa 级的热镀锌钢丝作为主缆<sup>[5]</sup>。

提高热镀锌钢丝强度等级是降低桥梁缆索自身重量最主要的方法。钢丝的抗拉强度每提高 1 个强度等级(100 MPa), 可使主缆减重约 10%<sup>[6]</sup>。日本作为世界钢铁强国, 是最早开始研发 2000 MPa 级热镀锌钢丝的国家。早在 1999 年, 新日铁公司的技术报告就提出了 2000 MPa 级桥梁缆索用钢丝的研发思路, 报道了新日铁和神户制钢两家钢铁企业分别使用不同的化学成分设计和生产工艺研制的 2000 MPa 级桥梁缆索用钢丝<sup>[7]</sup>, 但至今日本本国还没有 2000 MPa 级热镀锌钢丝的桥梁工程应用。20 世纪末, 日本研制的 2 根抗拉强度为 1770 MPa 的主缆钢丝分别来自新日铁和神户制钢两家企业, 其区别在于化学成分设计。新日铁生产的盘条牌号为 SWRS82B,

化学成分为 0.82% C, 0.90% Si, 0.75% Mn(质量分数, 下同); 而神户制钢生产的盘条牌号为 SWRS87B, 其 C 的质量分数为 0.87%, 同时添加了 Cr 和 V 等合金元素。这两家企业在研制 2000 MPa 级热镀锌钢丝时, 仍采用微合金化思路设计化学成分, 以及不同的等温淬火方式进一步强韧化盘条。C 作为提高高碳钢抗拉强度最有效的手段, 新日铁生产  $\Phi 12.0$  mm 盘条时将 C 的质量分数提高到了 0.88%, Si 的质量分数提高到了 1.20%, Mn 的质量分数降低为 0.5%, 同时添加了 0.30% Cr; 神户制钢同时生产了 4 组  $\Phi 11.0 \sim \Phi 13.0$  mm 的 2000 MPa 级热镀锌钢丝用盘条, 其化学成分为 0.87%~0.95% C、1.21%~1.44% Si、0.5%~0.73% Mn、0~0.30% Cr<sup>[8]</sup>。从这两家企业生产的盘条成分来看, 新日铁的成分设计思路是在 1770 MPa 级热镀锌钢丝的基础上提高了 C 和 Si 的含量, 同时添加 Cr 来细化钢丝的珠光体片层间距, 从而提高钢丝的抗拉强度; 而神户制钢将 C 含量提高到上限, 同时添加 Cr 来改善钢丝的淬透性, 而且在盘条轧制完毕后再升温加热, 利用离线铅浴(lead patenting, LP)设备进行等温淬火处理, 从而改善盘条的强韧性。两家钢铁生产企业所采用的思路均是提高 C 含量, 但过高的 C 含量会使钢转变为过共析钢, 在过冷奥氏体发生等温共析转变前势必会析出先共析渗碳体, 即网状二次渗碳体。如何通过轧制控制冷却技术和热处理工艺来消除先共析渗碳体, 实现非共析成分下的离异共析转变<sup>[9]</sup>, 获得全片层珠光体组织成为了热镀锌钢丝强韧化研究的重点。

桥梁缆索用钢丝的生产流程如图 1 所示, 钢材的室温组织性能很大程度上取决于其轧制完成后的冷却方式。目前, 国内外多数生产厂家均采用斯太尔摩直接风冷(direct patenting, DP)工艺来控制热轧后盘条的冷却速度<sup>[10]</sup>, 此工艺是斯太尔柯钢铁公司和摩根公司在 1964 年联合研制的在线控制冷却技术。其特点是采用两种不同的冷却介质将轧制后的线材经过两次不同的冷却速度冷却至室温, 线材完成终轧后先在导线管内穿水快冷以控制原始奥氏体晶粒的尺寸大小, 随后将线材成卷散落在快速运动的轨道上, 采用强制风冷降低其温度, 通过改变轨道运转速度、风量和风速来控制线材的冷却速度使其在轨道上完成共析转变<sup>[10]</sup>。由于风冷的冷却效果差、温度波动大, 在生产大规格盘条( $\Phi \geq 16.0$  mm)时斯太尔摩 DP 工艺就会出现冷却能力不足的情况, 造成线材索氏体化率不高及先共析渗碳体的析出等缺陷。而在生产超小规格( $\Phi \leq 6.0$  mm)线材时, 风冷则表现出超强

的冷却能力,形成了大量脆性马氏体组织,从而降低了线材后续的冷加工性能。同时,斯太尔摩 DP 工艺冷却不均匀,经常导致线材表面和心部的组织出现较大的差异。因此,采用斯太尔摩 DP 工艺生产的盘条,通常需要再次加热奥氏体化后采用 LP 等温淬火的方式将盘条重新索氏体化<sup>[11]</sup>。LP 冷却工艺是通过熔融状态的铅来获得较大的过冷度,利用铅在液态下的恒温性来完成索氏体共析转变。但是,铅液不仅有毒性且具有高温挥发性,不但会对环境造成污染,还会影响操作人员的身体健康。此外,LP 冷却工艺的生产成本较高,需要重新将钢材加热奥氏体化,再次加热升温会使钢材的成本增加约 400~600 元/t。因此,日本新日铁钢铁公司研制出了在线盐浴(direct line patenting, DLP)冷却技术来替代斯太尔摩 DP 冷却技术以提高盘条的冷却能力和冷却均匀性<sup>[12]</sup>,利用盐浴强大的恒温冷却能力来实现盘条的索氏体化转变。DLP 设备主要包含冷却浴和恒温浴两个盐浴<sup>[12]</sup>,冷却浴主要是对钢材冷却前期进行特殊处理,通过控制温降来细化原始奥氏体晶粒;恒温浴可实现线材的等温共析转变。经 DLP 冷却后的盘条不再进行 LP 处理,降低了钢材的附加生产成本。目前,全球仅有新日铁掌握了 DLP 恒温冷却工艺。由于 LP 工艺的局限性,基于节能环保和降低生产成本的要求,国内钢铁企业在热处理方法上也进行了革新。青岛特殊钢铁有限责任公司(青钢)研发了离线盐浴(qingdao wire toughness patenting, QWTP)技术来替代 LP 技术<sup>[13]</sup>,大大降低了金属铅高温挥发所带来的环境污染,达到了节能环保的目的。采用此方式生产的 1960 MPa 级热镀锌钢丝具有优异的强韧性配比,该产品已经成功应用于虎门二桥的建设中。但是,盐浴所采用的硝酸盐同样具有挥发性,过长时间的暴露同样会对健康产生不利影响。江阴兴澄特种钢铁有限公司(兴澄)自主研发的在线水浴(easy drawing conveyor, EDC)技术,以绿色纯天然、无污染、廉价便利的水来替代金属铅或硝酸盐作为冷却介质实现索氏体化转变<sup>[1]</sup>,采用 EDC 技术生产的 1960 MPa 级热镀锌钢丝同样也应用在虎门二桥的建设中<sup>[3]</sup>,其生产的  $\Phi 7.0$  mm、2000 MPa 级热镀锌钢丝已经完成了沪通公铁两用大桥的 200 t 批量供货<sup>[4]</sup>。但是,EDC 技术采用的是沸水+空气淬火的冷却机理,在大规格盘条( $\Phi \geq 13.0$  mm)在线均匀淬火处理方面存在较大困难。此外,EDC 技术的冷却系统极其复杂、控制系统非常繁琐、冷却水容易渗漏,后期设备维护难度较大<sup>[14]</sup>,因此其大规模工业化应用还需要进一步探索。目前,国内具备大规模生产桥梁缆索用高强度盘条能力的钢铁企业主要有青钢、兴澄、宝山钢铁股份有限公司和江苏沙钢股份有限公司

等,主要采用的热处理技术是 LP 和 QWTP 技术,并且这些企业均已开始了更高强度(2100 MPa 级以上)桥梁缆索用钢丝的研制工作。

在调研桥梁缆索用钢丝的国内外研究及生产现状的基础上,本文讨论了桥梁缆索用超高强度钢丝的组织-性能关系,重点分析了其强韧化机理和所采用的热处理技术的优缺点,同时指出了其存在的问题以及未来的发展趋势,以期为更高强度等级桥梁缆索用钢丝的研发提供技术参考。

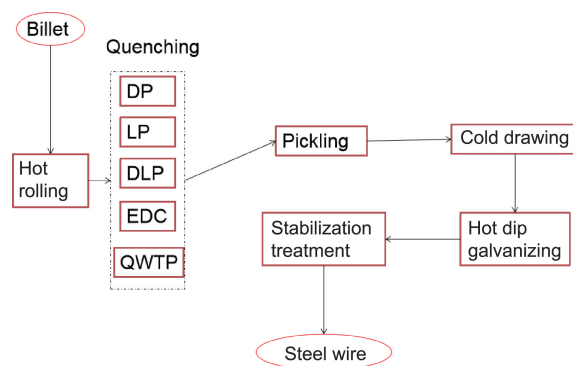


图1 桥梁缆索用钢丝的生产流程

Fig. 1 Preparation process of bridge cable steel wire

## 2 桥梁缆索用超高强度钢丝的组织-性能关系

### 2.1 桥梁缆索用钢丝的性能要求

桥梁缆索用钢丝的服役环境极其恶劣,不仅需要承受超大的负重载荷,还要承受疲劳载荷以及大气、海水的环境腐蚀,同时还要克服地壳移动和船舶撞击等意外损坏<sup>[15]</sup>,这就要求桥梁缆索用钢丝具备非常优异的力学性能<sup>[16]</sup>,如:① 超高强度以及窄强度波动范围;② 扭转次数 $\geq 24$ 次;③ 反复弯曲次数 $\geq 8$ 次;④ 抗脉动拉伸疲劳性能:承受200万次 $0.45F_m \sim (0.45F_m - 2\Delta F_n)$ 的载荷后不断裂(其中 $F_m$ 为最大抗拉强度, $\Delta F_n$ 脉冲应力幅的载荷值);⑤ 缠绕试验 $\geq 8$ 圈无断裂。具体的力学性能要求如表1所示。

### 2.2 桥梁缆索用钢丝的组织-性能关系

钢材的微观组织决定了其宏观力学性能,微观组织的合理组成及均匀分布能够使钢材具有优异的综合力学性能。桥梁缆索用超高强度钢丝的组织为索氏体化率达到95%以上的极细全珠光体片层组织,由铁素体( $\alpha$ -Fe)和渗碳体( $Fe_3C$ )相互间隔组成,其微观组织示意图如图2所示<sup>[17]</sup>。众所周知,珠光体由3种组织参数组成,即珠光体簇、珠光体团和珠光体片层间距<sup>[18-21]</sup>。珠光体簇指的是 $\alpha$ -Fe取向大致一致的区域<sup>[19]</sup>;珠光体团指

表 1 桥梁缆索用钢丝的力学性能要求

Table 1 The demands of mechanical property for bridge cable steel wire

Application conditions		Performance requirements
Long span (crossing the sea, river, canyon, etc.)		High strength, strength fluctuation in a small range
Large and lightweight		High strength, lightweight
Winds and earthquakes	Strong winds and bil-lows	High elongation, strength fluctuation in a small range
	Earthquake energy	High torsional property
	Ship collision	Strength fluctuation in a small range
Corrosive environment		Corrosion resistance
Fatigue load		Stress fatigue resistance, lamellar tearing resistance
Low manufacturing cost, high efficiency and quality		High strength, high torsional property

的是  $\text{Fe}_3\text{C}$  方向大致一致的区域<sup>[20]</sup>；珠光体片层间距指的是  $\alpha\text{-Fe}$  片层和  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层之间的厚度<sup>[21]</sup>。桥梁缆索用超高强度钢丝期望通过化学成分设计和合理的生产工艺来控制  $\alpha\text{-Fe}$  片层和  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层的形貌及其分布，从而得到极细小且分布均匀的珠光体团以及纳米级珠光体片层间距。

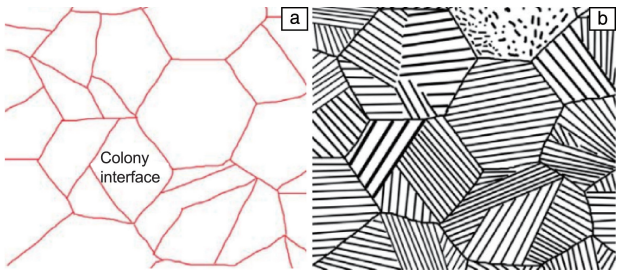


图 2 片状珠光体微观组织的示意图<sup>[17]</sup>：(a) 珠光体团，(b) 珠光体片层

Fig. 2 Schematic diagrams of microstructures of lamellar pearlite<sup>[17]</sup>：(a) pearlite colony, (b) pearlite lamellar

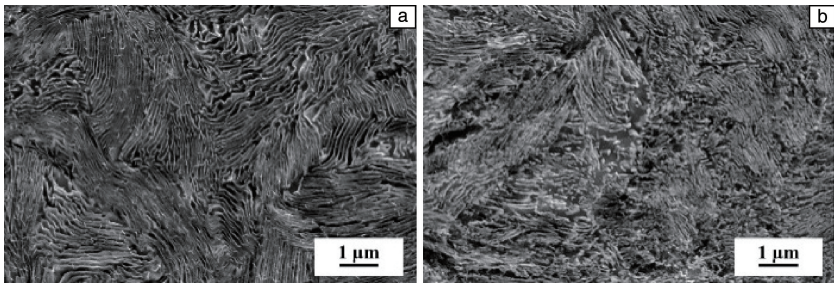


图 4 钢丝微观组织的 SEM 照片：(a) 冷拉拔后，(b) 热镀锌后

Fig. 4 SEM images of steel wires microstructures；(a) after cold drawing, (b) after hot-dip galvanizing

2. 2. 1 珠光体团与力学性能之间的关系

在过冷奥氏体的等温共析转变中，新相均在母相的晶界上形核并长大；每一个珠光体簇均有自己的晶粒取向，而在珠光体簇内部存在多个珠光体团<sup>[21]</sup>。

相较于传统的扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 技术 (图 3a)<sup>[22]</sup>，采用电子背散射衍射 (electron backscatter diffraction, EBSD) 技术 (图 3b) 来研究珠光体团的组织参数，越来越受到广大专家学者的认同<sup>[23]</sup>。一般认为，原始奥氏体晶粒越细小，晶粒的晶界体积分数就越高，因此珠光体新相在共析转变时的形核位置就越多，而且大量形核质点在长大过程中会互相接触，转变后获得的珠光体团就越细小。由于桥梁缆索用钢丝在奥氏体化过程中加热温度较低，奥氏体晶粒来不及长大从而获得较小的原始奥氏体晶粒，因此共析转变后珠光体团的尺寸就越小<sup>[24]</sup>。当桥梁缆索用钢丝发生塑性变形时，在其局部产生应力集中的可能性就越小，降低了断裂的可能性从而使其强度得到提高<sup>[25]</sup>。

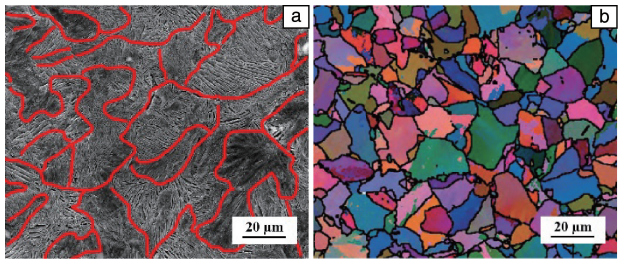


图 3 珠光体团尺寸的测量方法：(a) SEM<sup>[22]</sup>，(b) EBSD<sup>[23]</sup>

Fig. 3 Measurements for pearlite colony：(a) SEM<sup>[22]</sup>，(b) EBSD<sup>[23]</sup>

桥梁缆索用盘条经等温索氏体化后通过冷拉拔工艺形变为钢丝，其组织由等轴晶粒变形为纤维状晶粒，部分片状  $\text{Fe}_3\text{C}$  被拉断、碎化，变为由片状和非晶态或纳米晶组成的混合  $\text{Fe}_3\text{C}$  组织，如图 4a 所示。冷拉拔加工使钢丝的抗拉、扭转和弯曲性能均得到明显提升<sup>[26]</sup>，但在随后的热镀锌过程中其微观组织发生了改变<sup>[27]</sup>，如图 4b 所示。热镀锌温度在  $450\sim 470\text{ }^\circ\text{C}$  之间，超过了冷拉拔钢丝的回复

温度,接近其再结晶温度,由于热作用使原子重新排列形成了新的晶粒,冷拉拔变形过程中形成的纤维状组织基本消失,形成了回火索氏体组织,破碎的非晶态  $\text{Fe}_3\text{C}$  发生原位再结晶转变为纳米晶  $\text{Fe}_3\text{C}$ ; 钢丝在发生扭转变形时,与变形方向不平行的  $\alpha\text{-Fe}$  片层中的位错成倍增加,但在热镀锌过程中产生的纳米晶  $\text{Fe}_3\text{C}$  阻碍了位错运动,使塑性变形难以继续,从而导致钢丝的扭转性能降低<sup>[27, 28]</sup>。

### 2.2.2 珠光体片层间距与力学性能之间的关系

珠光体片层间距的大小与珠光体共析转变温度的高低密切相关。共析转变温度越低,珠光体片层间距越细, $\alpha\text{-Fe}$  片层和  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层之间的相界面就越多,发生塑性变形时片层之间的相界面对位错运动的阻碍就越大<sup>[21]</sup>; 在变形量一定的塑性变形中,形变将被分散在更多的片层中,承受应变时变形较为均匀,引起应力集中的可能性就越小,因此细小的珠光体片层间距既能提高钢材的强度又能提高其塑性<sup>[21, 29-32]</sup>。

此外,通过增大奥氏体在共析转变过程中的过冷度也可以细化珠光体片层间距。通常采用 Zener 半经验公式(式(1))来计算珠光体片层间距<sup>[33]</sup>:

$$S = \frac{4\sigma V_m T_c}{\Delta H \Delta T} \quad (1)$$

式中:  $S$  为珠光体片层间距;  $\sigma$  为比界面能;  $V_m$  为物质的量体积;  $T_c$  为珠光体平衡转变温度;  $\Delta H$  为相变潜热;  $\Delta T$  为过冷度。假设式(1)中的  $\sigma$ ,  $V_m$ ,  $T_c$  和  $\Delta H$  为常量,则可将其简化为式(2):

$$S = \frac{K}{\Delta T} \quad (2)$$

式中:  $K$  为常数。从式(2)中可以明显看出,珠光体片层间距与过冷度成反比,过冷度越大,珠光体片层间距越细。

## 2.3 桥梁缆索用钢的强韧化

### 2.3.1 化学成分设计

C 是提高钢材强度的最有效元素,理论上钢中 C 的质量分数每提高 0.01%,其极限抗拉强度平均提高约 8 MPa<sup>[34]</sup>。但是,钢材中 C 含量的增加会导致其往过共析钢方向发展,在过冷奥氏体的冷却转变过程中会先析出网状二次  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,从而降低钢材的塑性和韧性。对于桥梁缆索用超高强钢丝来说,先析出的网状二次  $\text{Fe}_3\text{C}$  是不允许的,故 C 含量的一般控制在 0.7%~1.2%。

Si 是炼钢过程中的脱氧剂,同时还是非碳化物形成元素,在钢材中主要是以固溶形式存在于  $\alpha\text{-Fe}$  中,起到固溶强化的作用,提高了桥梁缆索用钢丝的淬透性和强度<sup>[35]</sup>。通常 Si 的扩散可以抑制  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化,因此 Si 含

量的提高可降低  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化趋势以提高钢丝的抗回火软化能力,从而缓解钢丝在热镀锌阶段由于受热导致的强度下降<sup>[36]</sup>。而且,在高碳钢中添加一定量的 Si 可以降低  $\alpha\text{-Fe}$  片层中 C 原子的偏聚程度,有利于提高 C 原子分布的均匀性<sup>[37]</sup>。此外, Si 含量的增加可以提高珠光体相变温度,同时减小珠光体片层间距,提高钢的淬透性<sup>[37]</sup>。但是,较高的 Si 含量却对钢材的塑性和韧性不利,会使其在冷拉拔变形中的加工硬化率降低<sup>[35]</sup>,还会导致钢材加热后表面的氧化皮清理困难。因此,一般 Si 含量应控制在 0.15%~1.50%。

Mn 在炼钢过程中同样是一种有效的脱氧剂,和杂质元素 S 可以形成化合物  $\text{MnS}$ ,起到防止钢材热脆的作用。Mn 在  $\alpha\text{-Fe}$  和  $\text{Fe}_3\text{C}$  中均有分布,且在  $\text{Fe}_3\text{C}$  中的含量要高于  $\alpha\text{-Fe}$  中的。在热镀锌过程中由于 Si 强烈倾向于固溶在  $\alpha\text{-Fe}$  中迫使其中的 Mn 向  $\text{Fe}_3\text{C}$  迁移,  $\text{Fe}_3\text{C}$  相中富集的 Mn 提高了其在热镀锌过程中的稳定性,延缓了其球化速率,减少了钢丝的强度损失; Mn 的加入还可以提高钢丝在冷拉拔加工过程中的加工硬化率,但其容易产生偏析,在冷拉拔加工过程中易出现断丝现象<sup>[35, 36]</sup>。因此, Mn 含量一般应低于 1%。

Cr 作为强碳化物的形成元素,在大量高强度钢中得到了广泛应用。它能够置换钢材中的 Fe 原子形成合金渗碳体  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ ,从而起到析出强化的效果,有利于提高钢材的抗拉强度; Cr 含量的提高可以细化珠光体团,由于 LP 的原因其对珠光体片层间距的影响不大; Cr 的添加可以抑制冷拉拔过程中破碎的渗碳体在热镀锌过程中的球化,从而提高渗碳体的热稳定性;但是,较高的 Cr 含量会使钢丝在扭转变形时由于分层而出现断裂,此外还会降低盘条在冷拉拔加工过程中的减面率<sup>[38]</sup>。因此, Cr 含量一般应控制在 0.5% 以下。

V 能和钢中的 C 和 N 等元素以化合物的形式形成细小的碳化钒 (VC) 或碳氮化物存在于  $\text{Fe}_3\text{C}$  中,起到强化  $\text{Fe}_3\text{C}$  的作用<sup>[39]</sup>。同时, V 可以在钢加热过程中阻止奥氏体晶粒的长大,从而细化奥氏体晶粒;而且其加入使珠光体转变鼻尖温度上升,转变孕育期变长,珠光体片层间距细化,从而提高钢材的抗拉强度;在过冷奥氏体的冷却过程中 V 会以纳米析出相的形式弥散析出,强化珠光体组织; V 还可以抑制冷拉拔加工过程中  $\text{Fe}_3\text{C}$  的碎化,增加其热稳定性,在随后的热镀锌过程中降低  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化倾向,提高钢丝的扭转性能;此外,在冷拉拔加工过程中 V 在减小钢丝加工硬化率的同时不会降低其减面率<sup>[39, 40]</sup>。但是,过高的 V 含量会导致沉淀析出的碳氮化物颗粒增多,大大降低钢材的塑性<sup>[40]</sup>。因此, V 含量通常应控制在 0.06% 以下。

### 2.3.2 强韧化机制

桥梁缆索用盘条完成终轧吐丝后需要进行在线或离线等温淬火处理来完成索氏体化共析转变以获得全片层的珠光体组织,此工序称为等温淬火(索氏体化)工序<sup>[41]</sup>。通过合理的热轧及热处理工艺可以得到纳米级的珠光体片层间距,使单位体积内  $\alpha$ -Fe 片层和  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层具有更多的晶界,起到晶界强化的目的<sup>[42]</sup>。塑性变形时,滑移首先在  $\alpha$ -Fe 内部发生,不断向相界面处传递,遇到  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层后,塑性变形将停止在  $\alpha$ -Fe 片层与  $\text{Fe}_3\text{C}$  片层的相界面处,因此珠光体片层越细,其抵抗滑移发生的能力越高。但是,随着外加应力的持续存在,滑移继续在  $\alpha$ -Fe 内部发生,从而开启更多的滑移系来发生塑性变形,因此桥梁缆索用钢丝表现出较高的塑性。

合金元素的存在将会产生固溶强化和第二相粒子沉淀强化。Cr 和 Si 在桥梁缆索用钢丝中以置换和固溶的形式存在,其引起的晶格畸变必然会产生大量的位错,塑性变形时将位错起到明显的阻碍作用<sup>[35, 36]</sup>;而 Mn 和 V 将会在等温淬火过程中以第二相粒子的形式在  $\alpha$ -Fe 和  $\text{Fe}_3\text{C}$  的边界上析出,将会对位错运动产生钉扎作用,从而阻止滑移的进一步发生<sup>[38-40]</sup>。

综上,桥梁缆索用钢丝的强化机制可以归纳为  $\alpha$ -Fe 和  $\text{Fe}_3\text{C}$  双层复合结构产生的晶界强化(或纳米级的细晶强化),合金元素产生的固溶强化和第二相粒子钉扎位错产生的沉淀强化,以及塑性变形时的位错强化<sup>[42, 43]</sup>。

### 2.3.3 提高冷拉拔加工过程中的强度累计效应

盘条在冷拉拔加工为钢丝的过程中,会将每道次产生的加工硬化累计起来,使钢丝的强度得到提高,且强度会随着总压缩率的提高而提高。随着应变的增加,珠光体片层间距会逐渐减小,位错密度不断增加,出现位错缠结和位错互相钉扎<sup>[43]</sup>。

但是,过大的总压缩率势必会导致桥梁缆索用钢丝的塑韧性下降,不利于最终制索工序。而且,在成品钢丝直径一定的条件下,想要获得更高的累计强度,必须通过提高初始盘条的直径来提高压缩率,这将给热轧工序带来诸如由于冷却能力不够而出现异常组织等问题,反而会降低钢丝的综合力学性能。因此,需要合理控制钢材的冷拉拔总压缩率。一般情况下,  $\Phi 5.0$  和  $\Phi 7.0$  mm 系列桥梁缆索用钢丝采用的盘条直径分别为 11.0~13.0 和 13.0~14.0 mm。

### 2.3.4 降低钢丝在热镀锌中的强度损失

为了提高桥梁缆索用钢丝的耐腐蚀能力,通常在冷拉拔完成后需进行热镀锌或热镀锌铝合金工序。热镀锌是制备桥梁缆索用钢丝的一个关键工序(镀锌温度控制在 450~470  $^{\circ}\text{C}$  之间,镀锌时间约为 40 s),需要关注钢

丝在热镀锌过程中的强度下降问题。这主要是因为冷拉拔加工过程中会使钢丝的珠光体晶粒碎裂、 $\text{Fe}_3\text{C}$  片层断裂或严重球化,使  $\alpha$ -Fe 和  $\text{Fe}_3\text{C}$  相互间隔的片状结构被破坏,从而使钢丝在热镀锌过程中出现强度下降的现象。为降低热镀锌过程中钢丝的强度损失,通常在钢材中添加 Si 和 Cr,通过它们的扩散来抑制此过程中  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化,维持珠光体的片状结构,以减少可能造成的强度损失<sup>[35-38]</sup>。

### 2.3.5 防止钢丝热镀锌中的扭转性能下降

桥梁缆索用盘条在冷拉拔形变为钢丝时会存在强度下降的现象。这是因为达到一定的热力学温度后片状  $\text{Fe}_3\text{C}$  的表面能大于球状  $\text{Fe}_3\text{C}$  的表面能<sup>[44]</sup>,而且由于冷拉拔形变过程中钢丝积累了大量的畸变能,为热镀锌过程中纳米晶态  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化提供能量<sup>[26]</sup>。纳米晶态  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化破坏了珠光体的片层结构,在扭转变形时阻碍了  $\alpha$ -Fe 中不断增加的位错运动,使塑性变形难以进行,从而降低了扭转性能。防止热镀锌过程中钢丝扭转性能的下降具有一定难度,但可以通过降低冷拉拔加工过程中累计的形变能,从而降低  $\text{Fe}_3\text{C}$  的球化程度来缓解热镀锌中扭转性能的下降<sup>[27, 28, 44]</sup>。

## 3 桥梁缆索用钢丝的存在问题及发展趋势

### 3.1 存在问题

桥梁缆索用钢丝使用条件极其苛刻,要求其具备非常优异的强韧性配比。然而,国产盘条存在微观组织索氏体化程度不高、晶粒大小不均匀,表面和心部的组织差异较大,表面硬度较高、强度偏低,扭转次数不高、无法实现良好的强韧性配比等不足<sup>[45]</sup>。因此,需要在合金化技术上开展深入研究,开发更高效的热处理设备以及和设备相适应的热处理工艺。

### 3.2 未来发展趋势

#### 3.2.1 超高强度

桥梁缆索用钢丝强度的提高将大大增加主缆索的跨越能力。因此,随着桥梁向超大跨度方向发展,对桥梁建设的要求也越来越高,更高强度热镀锌钢丝的研究应用已经成为桥梁缆索用钢丝的发展趋势。例如,用于悬索桥的  $\Phi 5.0$  mm 热镀锌钢丝的抗拉强度要求达到 2300 MPa,用于斜拉桥的  $\Phi 7.0$  mm 热镀锌钢丝抗拉强度要求达到 2100 MPa 甚至更高。目前,世界首座采用 2000 MPa 级热镀锌钢丝作为主缆索股的沪通大桥对热镀锌钢丝的力学性能要求为:缆索锚固效率达到 95% 以上,静载强度达到 2000 MPa,破断载荷不小于 0.95  $P_m$  (标称破断载荷),静载破断延伸率不小于 2%,弹性模量不小于  $1.90 \times 10^5$  MPa<sup>[4]</sup>。

如何在有限的冷拉拔变形量下获得超高强度成为桥梁缆索用钢丝未来的发展趋势<sup>[46]</sup>。当前国内各大钢铁企业均能采用LP或QWTP等温淬火技术稳定地生产出具有良好拉拔性能的盘条,但是生产的盘条最大直径在14.0 mm左右,在生产 $\Phi 5.0 \sim \Phi 7.0$  mm成品钢丝时盘条的冷拉拔总压缩率很难超过85%,使通过冷拉拔形变累计加工硬化来获得高强度受到制约。因此,通过合理成分设计,配合与之相匹配的等温淬火处理技术生产组织均匀、索氏体化率高、强度高的盘条仍是桥梁缆索用钢丝未来发展的重点研究方向<sup>[46]</sup>。

### 3.2.2 高扭转性能

我国早期在进行桥梁设计时,认为桥梁主缆在使用过程中无扭转现象,通常取消了考核扭转指标<sup>[47]</sup>。随着桥梁建设向高等级方向发展,大量桥梁建设在江、海及峡谷等恶劣的自然环境中,经常需要承受大风、地震等间断或不间断的扭转载荷。因此,扭转性能也成为评判桥梁缆索用钢丝是否符合使用要求的重要指标。

桥梁缆索用超高强度热镀锌钢丝组织中的珠光体片层间距大小和均匀性对其扭转性能具有重要作用,此外原始奥氏体晶粒大小以及均匀性在共析转变过程中会遗传给珠光体组织,因此对热镀锌钢丝的扭转性能也必然存在一定的影响<sup>[48]</sup>。沪通大桥使用的2000 MPa级热镀锌钢丝要求扭转次数达到24次及以上,同时要求缠绕圈数在8圈以上<sup>[6]</sup>。

影响桥梁缆索用钢丝扭转性能的因素很多,普遍认为热镀锌过程中产生的热效应降低了钢丝的扭转性能,究其原因包括冷拉拔形变不均匀释放、残余应力的重新分配、 $\text{Fe}_3\text{C}$ 球化和溶解以及C的回熔。通过合理的低损伤拉拔技术和优异的热镀锌工艺来防止热镀锌过程中扭转性能的降低成为桥梁缆索用钢丝的另一个发展趋势<sup>[46]</sup>。

### 3.2.3 抗层状撕裂性能

桥梁缆索用钢丝应具备良好的抗层状撕裂性能。如果钢丝的微观组织中存在夹杂物等异常组织,将大大增加其层状撕裂的可能,具体表现为扭转性能测试时的脆性断裂。图5为扭转测试后具有平齐断口与层状撕裂断口的钢丝的照片<sup>[49]</sup>。因此,要确保炼钢过程中钢水的纯净度,控制好非金属夹杂物的尺寸和分布,防止钢丝在扭转变形时层状撕裂的发生。

### 3.2.4 耐腐蚀、抗疲劳和抗氢致延迟断裂性能

部分跨海、跨江大桥处于恶劣的自然环境,这就要求桥梁主缆所用的钢丝必须具有较高的耐腐蚀性能<sup>[50]</sup>,通常桥梁缆索用钢丝在服役前需进行涂装防腐,但其自身的耐蚀性对提高桥梁缆索的使用寿命也至关重要。桥

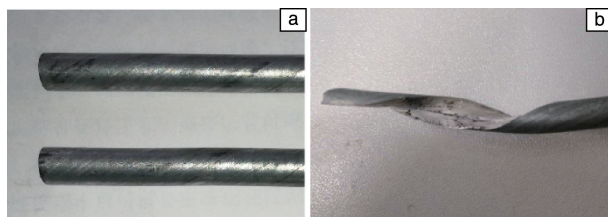


图5 扭转测试后钢丝的宏观照片<sup>[49]</sup>: (a)平齐断口; (b)层状撕裂断口

Fig. 5 Photographs of steel wires after torsion test<sup>[49]</sup>: (a) flush fracture; (b) lamellar tearing fracture

梁缆索用钢丝应该具备抗脉动拉伸疲劳性能,根据GB/T 17101-2008 缆索在应力上限为 $0.45 \sigma_b \sim 0.50 \sigma_b$ 、应力幅值为200~250 MPa的条件下,循环次数应在200万次以上,断丝率应不大于2%。此外,缆索各项检验合格后,若在使用过程中突然断裂会更加危险,因此抗氢致延迟断裂也成为钢铁生产企业关注的方向。未来,氢原子在桥梁缆索用超高强度钢丝中的析出行为,势必成为研究重点。

## 4 结 语

桥梁缆索用钢丝在全球一体化的今天,具有良好的发展前景。随着大湾区、沿江经济带的建设,桥梁势必向着超大跨度、轻量化等方向发展,对桥梁缆索用钢丝的性能要求将不断提高。超高强度、窄强度波动范围,高的扭转性能、抗疲劳性能、耐腐蚀性能、抗氢致延迟断裂性能以及抗层状撕裂性能势必成为未来桥梁缆索用超高强度钢丝的发展方向。

我国在开发高性能桥梁缆索用钢丝方面虽然取得了很大进展,但是与桥梁建设规划还存在一定的差距,需要进一步提升生产装备水平,并研发与装备相适应的新技术。从桥梁缆索用超高强度钢丝的微观组织调控入手研发新型合金成分,优化轧制工艺,研发更先进的热处理工艺以及合理的低损伤拉拔技术。将来尤其要在窄范围化学成分控制、轧制与热处理工艺窗口控制、组织与性能均匀性控制等方面加大研发力度,提高产品质量稳定性。

## 参考文献 References

- [1] 孙中伟,陈海燕,张剑锋,等. 中国冶金[J], 2019, 29(1): 66-69.  
SUN Z W, CHEN H Y, ZHANG J F, et al. China Metallurgy[J], 2019, 29(1): 66-69.
- [2] 安群慧,褚文涛. 世界桥梁[J], 2010, 38(1): 5-8.  
AN Q H, CHU W T. World Bridge[J], 2010, 38(1): 5-8.
- [3] 吴玉刚,崖岗,代希华,等. 桥梁建设[J], 2018, 48(3): 5-10.

- WU Y G, YA G, DAI X H, *et al.* Bridge Construction[J], 2018, 48 (3): 5–10.
- [4] 闫志刚, 薛花娟. 铁道学报[J], 2018, 40(7): 115–120.  
YAN Z G, XUE H J. Journal of the China Railway Society[J], 2018, 40(7): 115–120.
- [5] 徐国平, 黄清飞. 隧道建设[J], 2018, 38(4): 627–637.  
XU G P, HUANG Q F. Tunnel Construction[J], 2018, 38(4): 627–637.
- [6] 游新鹏. 世界桥梁[J], 2012, 40(5): 17–21.  
YOU X P. World Bridge[J], 2012, 40(5): 17–21.
- [7] 张朝生. 世界桥梁[J], 2000, 28(2): 72–78.  
ZHANG C S. World Bridge[J], 2000, 28(2): 72–78.
- [8] 叶觉明, 张太科, 鲜荣, 等. 金属制品[J], 2015, 41(2): 1–6.  
YE J M, ZHANG T K, XIAN R, *et al.* Metal Products[J], 2015, 41 (2): 1–6.
- [9] YI H L. Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(29): 7600–7604.
- [10] KAZEMINEZHAD M, KARIMI T A. Materials and Design[J], 2003, 24(6): 415–421.
- [11] BARGUJERAB S S, SURIA N M, BELOKARA R M. Materials Today- Proceedings[J], 2016, 3(6): 1553–1562.
- [12] HIROSHI O, SEIKI N, TOSHIMI T, *et al.* Nippon Steel Technical Report[J], 2007, 96: 50–56.
- [13] 刘澄, 李阳, 朱帅, 等. 盘条离线盐浴索氏体化处理(QWTP)工业化生产实践[C]//第十一届中国钢铁年会论文集. 北京: 冶金工业出版社, 2017: 959–962.  
LIU C, LI Y, ZHU S, *et al.* Industrial Production of the Off-Line Salt Bath Patenting (QWTP) of Wire Rods [C]//Proceedings of the 11<sup>th</sup> CSM Steel Congress. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2017: 959–962.
- [14] 韩立涛, 任玉辉, 白喜峰, 等. 金属制品[J], 2014, 40(1): 40–43.  
HAN L T, REN Y H, BAI X F, *et al.* Metal Products[J], 2014, 40 (1): 40–43.
- [15] 杨世聪. 桥梁拉吊索腐蚀-疲劳问题及服役可靠性[D]. 重庆: 重庆交通大学, 2018.  
YANG S C. Research on the Corrosion-Fatigue Problems and Service Reliability of the Bridge Cables and Hangers [D]. Chongqing: Chongqing Jiaotong University, 2018.
- [16] 高宗余, 梅新咏, 徐伟, 等. 桥梁建设[J], 2015, 45(6): 1–6.  
GAO Z Y, MEI X Y, XU W, *et al.* Bridge Construction[J], 2015, 45 (6): 1–6.
- [17] 郭宁. 缆索用冷拔珠光体钢丝微观组织表征及力学性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2012.  
GUO N. A Study on Microstructural Characterization and Mechanical Properties of Cold Drawing Pearlritic Steel Wires for Bridge Cable[D]. Chongqing: Chongqing University, 2012.
- [18] GUO N, LIU Q. Journal of Microscopy[J], 2012, 246(3): 221–228.
- [19] DOI S N, KESTENBACH H J. Metallography[J], 1989, 23(2): 135–146.
- [20] CABALLERO F G, CAPDEVILA C, GARCÍA C. Scripta Materialia [J], 2000, 42(6): 537–542.
- [21] RIDLEY N. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1984, 16: 1019–1036.
- [22] 冯路路, 吴开明, 张国宏, 等. 材料热处理学报[J], 2019, 40 (3): 115–119.  
FENG L L, WU K M, ZHANG G H, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2019, 40(3): 115–119.
- [23] 李俊杰, GODFREY A, 刘伟, 等. 金属学报[J], 2014, 50(10): 1179–1188.  
LI J J, GODFREY A, LIU W, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2014, 50(10): 1179–1188.
- [24] PICKERING F B, GARBARZ B. Scripta Metallurgica[J], 1987, 21 (3): 249–253.
- [25] GLADMAN T, MCIVOR I D, PICKERING F B. Journal of the Iron and Steel Institute[J], 1972, 210: 318–424.
- [26] 徐忠良. 大跨度桥梁缆索用 SWRS82B 热轧盘条的组织与钢丝扭转性能研究[D]. 南京: 东南大学, 2006.  
XU Z L. Study on Microstructure of SWRS82B for Long-Span Bridges and Torsion Performance of Steel Wire[D]. Nanjing: Southeast University, 2006.
- [27] ZHOU L C, FANG F, WANG L F, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2018, 713: 52–60.
- [28] ZHOU L C, FANG F, WANG L P, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2019, 743: 425–435.
- [29] EMBURY J D, FISHER R M. Acta Metallurgica[J], 1966, 14(2): 147–159.
- [30] LANGFORD G. Metallurgical and Materials Transactions B[J], 1970, 1(2): 465–477.
- [31] ZELIN M. Acta Materialia[J], 2002, 50(17): 4431–4447.
- [32] PEARSON D D, VERHOEVEN J D. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1984, 15(6): 1037–1045.
- [33] BUONO V T L, GONZALEZ B M, LIMA T M, *et al.* Journal of Materials Science[J], 1997, 32: 1005–1008.
- [34] AKIHISA I, TSUGIO O, TSUYOSHI M. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1977, 8(11): 1689–1695.
- [35] 王晓慧. 合金元素分配对珠光体转变组织及性能的影响[D]. 南京: 东南大学, 2017.  
WANG X H. The Effect of Alloying Elements Partitioning on Microstructure and Properties of the Pearlitic Steel[D]. Nanjing: Southeast University, 2017.
- [36] 周学源. 合金元素对渗碳体长大动力学及热稳定性影响[D]. 南京: 东南大学, 2014.  
ZHOU X Y. The Effect of Alloy Elements on the Coarsening Kinetics and Thermal Stability of Cementite [D]. Nanjing: Southeast University, 2014.
- [37] 王雷, 麻哈, 李平, 等. 钢铁研究学报[J], 2014, 26(6): 54–56.  
WANG L, MA H, LI P, *et al.* Journal Iron and Steel Research[J],

- 2014, 26(6): 54–56.
- [38] ZHOU L, WANG L, CHEN H, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2018, 27(7): 3619–3628.
- [39] 沈云霞. 合金元素 V 对高碳钢盘条和钢丝组织及力学性能的影响[D]. 南京: 东南大学, 2010.
- SHEN Y X. Effect of Vanadium Addition on Microstructure and Mechanical Properties of High-Carbon Rod and Steel Wire[D]. Nanjing: Southeast University, 2010.
- [40] 胡显军, 赵宇飞, 王雷, 等. 钢铁[J], 2014, 49(12): 71–75.
- HU X J, ZHAO Y F, WANG L, *et al.* Iron and Steel[J], 2014, 49(12): 71–75.
- [41] 夏造成. 桥梁缆索用超高强度热镀锌钢丝制备工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.
- XIA H C. Study on Preparation Technique of High Strength Hot-Dip Galvanized Steel Wires for Bridge Cables[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
- [42] CHRISTINE B, REINER K. Progress in Materials Science[J], 2016, 82: 405–444.
- [43] ZHANG X D, HANSEN N, GODFREY A, *et al.* Acta Materialia[J], 2016, 114: 176–183.
- [44] HU X J, WANG L, FANG F, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2013, 48(16): 5528–5535.
- [45] 王韬, 陈伟庆, 王广顺, 等. 金属制品[J], 2012, 38(4): 37–40.
- WANG T, CHEN W Q, WANG G S, *et al.* Metal Products[J], 2012, 38(4): 37–40.
- [46] 王林峰, 周立初, 陈华青, 等. 钢铁[J], 2019, 54(2): 90–96.
- WANG L F, ZHOU L C, CHEN H Q, *et al.* Iron and Steel[J], 2019, 54(2): 90–96.
- [47] 叶觉明, 姚志安, 余景绣. 金属制品[J], 2009, 35(2): 4–8.
- YE J M, YAO Z A, YU J X. Metal Products[J], 2009, 35(2): 4–8.
- [48] 朱家晨, 刘静, 程朝阳, 等. 热加工工艺[J], 2016, 415(18): 49–52.
- ZHU J C, LIU J, CHENG Z Y, *et al.* Hot Working Technology[J], 2016, 415(18): 49–52.
- [49] LU X Y. Metals[J], 2019, 9(3): 326–335.
- [50] NAKAMURA S, SUZUMURA K. Journal of Constructional Steel Research[J], 2009, 65(2): 269–277.

(编辑 王 瑶)

## 推进高温电解：分解水储氢

虽然风能和太阳能等能源在生产无排放电力方面非常出色，但它们依赖于太阳和风，因此供应并不总能满足需求。同样，核电站在最大容量下运行效率更高，因此发电量不可能轻易增加或减少以适应需求。几十年来，能源领域研究人员一直试图解决一个重大挑战：如何储存多余的电力，以便在需要时将其释放回电网？

最近，美国爱达荷州国家实验室(INL)的研究人员开发了一种新的电极材料，能够有效地将多余的电和水转化为氢。当电力需求增加时，电化学电池是可逆的，能够将氢气转化为电能供电网使用。氢也可以用作热能、车辆或其他应用的燃料。这一结果于2020年4月份发表在《Nature Communications》杂志网站上。

爱达荷州国家实验室高级工程师、化学处理小组负责人 Dong Ding 认为，随着多样化的研究和发展需求，能源储存的巨大挑战给氢创造了更多的机会，他们的目标是将氢作为能源中间产物，以有效储存能源。他们改进了一种质子陶瓷电化学电池(PCEC)，这种电池利用电能将水蒸汽分解成氢和氧。然而，在过去，这些装置有局限性，特别是它们的工作温度高达800℃。高温需要昂贵的材料，会导致更快的降解，使电化学电池的成本令人望而却步。在这篇论文中，Dong Ding 和他的同事提出了一种新的氧电极材料——能够同时促进水分解和氧还原反应的导体。与大多数电化学电池不同的是，这种新材料——一种钙钛矿化合物的氧化物——允许电池将氢和氧转化为电能而不需要额外的氢。

在此之前，他们还开发了一种3D网状结构的电极，使更多的表面积可以用来将水分解成氢和氧。这两项技术——3D网状电极和新型电极材料——结合在一起，可以在400~600℃的温度下实现自我持续、可逆的操作。过去的氧电极只能传导电子和氧离子，但新型钙钛矿具有“三重传导性”，这意味着它传导电子、氧离子和质子。在实际应用中，三重导电电极反应速度更快、效率更高，从而使其在低温工作的同时保持良好的性能。

未来，他们希望通过将材料创新与尖端制造工艺相结合来继续改进电化学电池，并使该技术能够在工业规模上得到应用。

(来源：美国能源部/爱达荷州国家实验室，编译：朱宏康 刘 凡)

