

高炉炼铁效率综述

技术中心 马立遥

摘要 随着世界范围的资源减少以及环保要求的提高,高炉生产前景有限,电炉生产将成为首选的炼钢工艺路线。塔塔钢铁集团斯肯索普厂的炼铁部门经理 Dave Collins 持相反意见,他展示了高炉近几年的发展,高炉如今不再是传统认知中那种老旧的、往大气中排烟的设备。现在的高炉生产路线不但生产效率高、自动化程度高,而且能做到清洁生产。高炉生产的副产品炉渣和高炉煤气都无需废弃,可以利用,而且像塑料类的废弃物还可以作为燃料用于高炉生产。目前正在开发的新技术,例如 HIsarna 工艺还可以使高炉生产效率更高。

关键词 还原剂 生产率 可靠性 死料柱 高炉长寿 环保

1 介绍

贯穿近几个世纪的高炉发展堪与汽车革命媲美。如果我们拿 1904 年的高炉和 2014 年的高炉比较,就像我们在拿 1904 年的老款劳斯莱斯汽车和 2014 年的新款劳斯莱斯做比较。二者都得益于技术进步,不但具有卓越的性能,而且外观赏心悦目,绿色环保。

在近五十年,或者说更长时间以来我们一直在讨论高炉的消亡,原因是这段时间研发出很多直接还原工艺,但依我所见,这是对直接还原铁、电炉以及回转窑等等能力的一种夸大。由于炼铁生产厂下决心改进并维持高炉生产,因此他们无论是情感上,还是专业上都认为高炉将继续作为全球炼铁生产中的主导。众所周知在欧洲和北美高炉设备的数量持续总体减少,但这主要是因为现有设备提高了生产率,以及高炉扩容的趋势导致。

钢铁工业的特点历来就是全球供应过剩,这导致在经济疲软时期钢铁价格持续下

降。由于出现了更多的钢铁产品的替代材料,钢铁需求进一步降低,此压力转给钢铁生产商,要求他们降低成本。但是,无论周期处在低需求、过产能还是高需求(非满载容量)时期,炼铁生产厂一直都有压力,要求他们提高效率,因为吨钢的主要成本还是在炼铁环节,尤其是原材料和能源成本。

2 高炉设计

鉴于上述原因,高炉的容积在 20 世纪大幅增长。以前高炉的炉缸直径是 4~5m,每年可生产 10 万 t 铁水,到 20 世纪末一些高炉的炉缸已经达到 15m,年产量可达到 400 万 t 铁水(图 1)。

高炉具有长时间的发展历史,高炉操作工的操作方式已经完全颠覆。高炉设备和高炉工艺都在不断发展变化,每座高炉一旦点火就会连续不中断运行 20 年或是更长的时间,其间只有短暂的计划性检修停机。现代化的大型高炉日产量可达到 13000t,超过电炉和其他可替代炼铁工艺的生产规模,而且效率高的高炉生产铁水的成本与其他炼铁

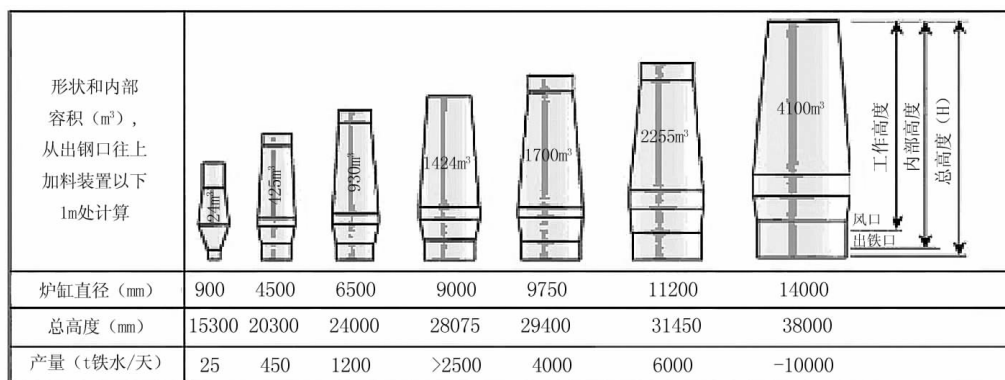


图 1 炉型和内部容积

工艺相比更有竞争力。

由于世界钢产量提高造成原材料需求增加,因此原料供应和原料质量都影响操作工们稳定、高质量、高效能生产。操作成本以及提高产能的要求是低渣量操作。低硅矿石的稀少促使操作工们学会如何控制高碱度、高锌含量矿石,正如炼铁前辈们所作的一样,但今天生产率已经显著提高。

在高炉换衬或是重建时,基本上钢铁公司都没有备用高炉可投入使用。高炉换衬或重建的成本非常高,而且还会中断供应链长达几个月,因此长炉龄对于高炉尤为重要。为了达到长炉龄,全世界都在大力推行减少耐材和纤维损耗的理念及技术。此外,耐材里衬修补技术和可缩短停机时间的辅助设备的应用都将高炉炉龄延长到预期以上。

炉缸的寿命是工作中的一个重点,因为炉缸区域的损坏通常是导致炉役终结的原因。在第二次世界大战以后,通过对一些恢复正常生产后的高炉的炉缸损坏情况的研究,推断出一个新理论用于解释耐材里衬和钢套过早损坏的原因。Volgelpoth 理论深入解释了“死料焦炭”和“死料柱”以及这些因素对铁水流入炉缸、在炉缸区域的流动、以及从出铁口流出的影响,这个理论还用于设计过早磨损模式。

后来通过对不同尺寸的高炉进行研究,在设计中结合磨损模式,发展成其他一些“良好实践规则”。为了达到更长的炉龄寿命,后来的一些高炉重建时使用了这些设计规则。如图 2 所示,在 Scunthorpe 高炉设计中采用的设计规则将高炉炉龄从 500 万 t 铁水提高到 2000 万 t 铁水。

已经发现的其他几何影响以及高炉炉型的“调整”帮助设计出磨损并结合强化冷却后,耐材里衬的寿命得以进一步延长。图 2 显示大部分的高炉目前都在使用的 Volgelpoth 理论。

3 耐火材料和冷却

今天的高炉使用耐火材料里衬保护炉壳避免高温,并保护(图 3 中显示)各个区域避免侵蚀。耐火材料的热特性以及热-机械特性的持续改进结合正确合理的冷却,使高炉长寿工作向前推进了一大步。

高炉耐火材料以及外壳的有效冷却对于延长炉龄至关重要。通过使用冷却箱、冷却壁或两者结合而成的强化冷却(或高密度冷却)来达到有效冷却。目前水冷室越来越多使用铜,因为铜的高传导率与较高的内部温度非常匹配,这是从高操作压力和高气体回转率得出的。

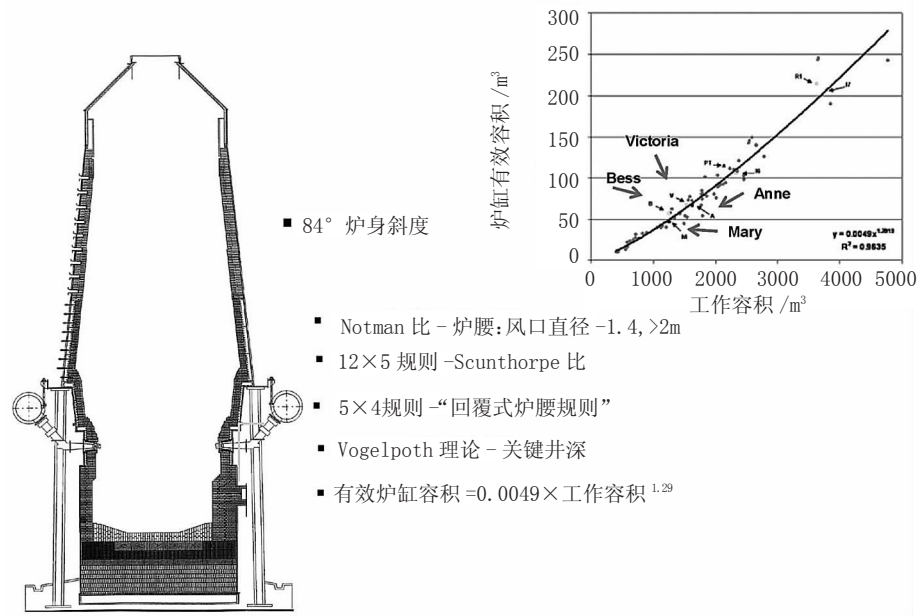


图2 几何优先原则

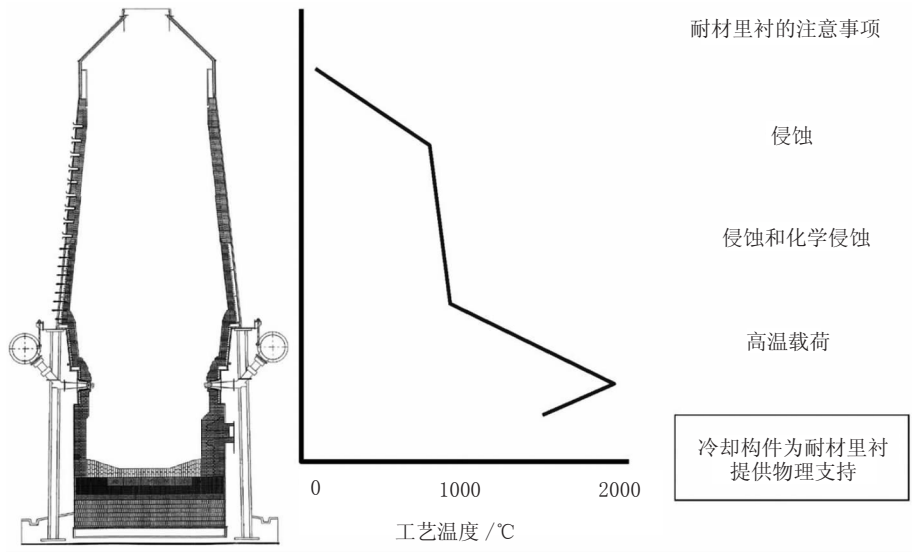


图3 耐材里衬的注意事项

铜冷却壁,如图4所示,由于热膨胀系数低,可以进行有效换热;而且铜冷却壁的寿命还要长于铸铁冷却壁。更复杂的铜冷却壁使用碳化硅内衬来缓解侵蚀,它可应用多个炉龄。铜冷却壁的厚度要小于铸铁冷却壁,因此在不更改炉壳尺寸的同时可增加炉

子的工作容积。

4 焦炭和其他还原剂

高炉的铁水产量根本上是和焦炭及焦炭的可用性相关的。出于物理原因没有焦炭高炉无法运行,但是由于焦炭是高炉生产中



图4 铜冷却壁

最昂贵的原材料,高炉的运行者们总是在尝试将焦炭消耗降到最低,在技术上通过喷煤、喷油或使用其他可替代性还原剂来实现。

在19世纪80年代,吨铁水的碳成本明显降低。由于油价上涨,造成烧嘴的喷煤比例增加,以代替喷油,并降低焦炭消耗。

近几十年来喷煤技术的发展明显降低了焦比。目前安装的喷煤系统的喷煤能力已经超过200kg/t铁水,替代了超过40%的还原剂比例。每个高炉操作人员都关心一个问

题:“还能将焦比降到多低?”(图5)。

进一步来说,高喷射率可增强高炉内富氧,并提高生产率。喷煤不但可以替代昂贵的焦炭,并且还能减少对炼焦设备的需求。

5 可靠性

不断改进高炉的可靠性既保证了连续生产,又降低运行成本,而且可以延长高炉炉龄。高炉的辅助设备从简单的机械技术发展到目前的可编程逻辑控制,意味着可以完全自动化操作。设备的可靠性使一些高炉达到无中断连续运行100天以上。无料钟式炉顶加料系统就是此方面的一个范例,如图6所示。

无料钟炉顶加料系统可以:

- 改善高炉运行稳定性和效率,更好地控制铁水化学成分;
- 提高炉子的生产率;
- 降低焦炭消耗,提高喷煤率从而降低运行成本;
- 通过降低高炉炉壁热负荷来延长高炉寿命;
- 计划性的设备检修简单、快速。

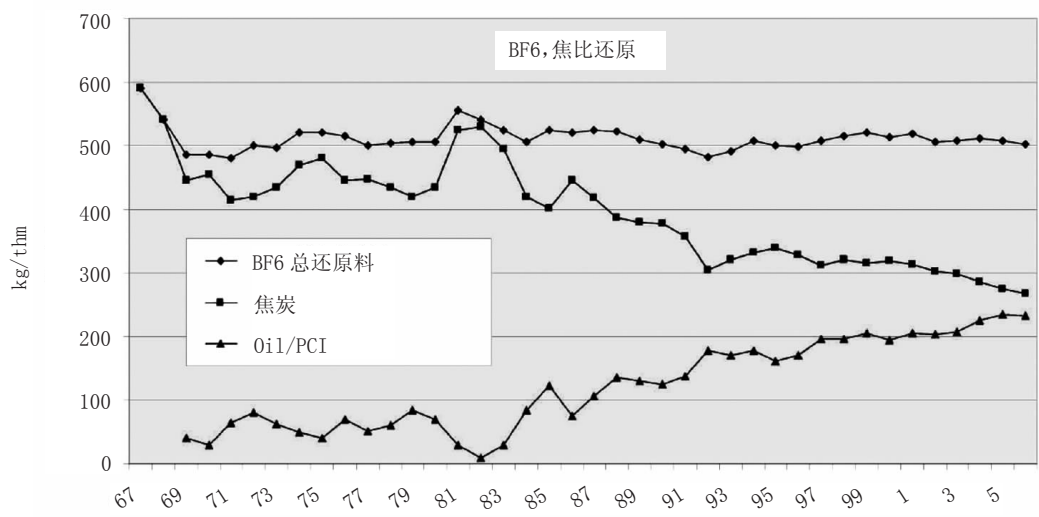


图5 高炉焦炭还原比

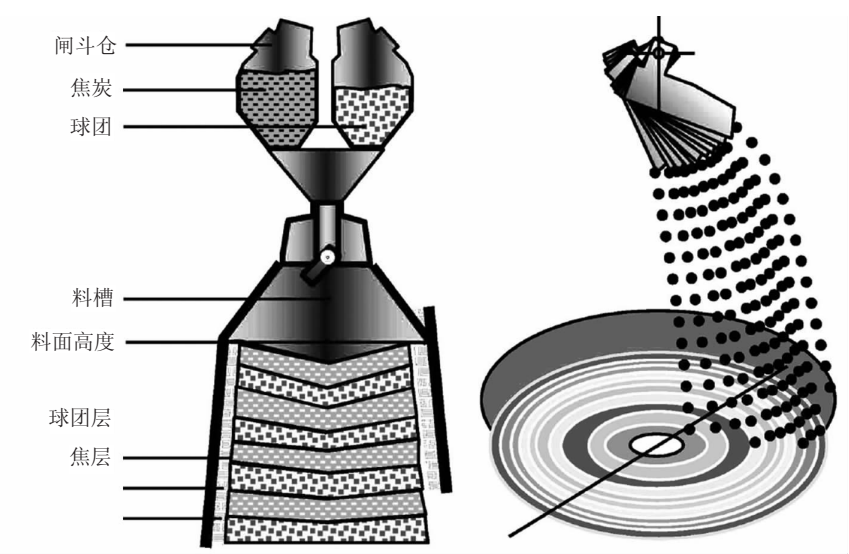


图 6 无料钟炉顶加料系统

6 工艺控制

近五十年来仪表以及仪表在高炉的使用都取得了巨大进步,仪表的巨大贡献在于改善高炉工艺监测和控制,提供工艺数据和趋势。高炉工艺过程的精确监控是工艺稳定

高效的关键因素。各种监测高炉纤维和耐火材料的技术可以预防耐材里衬过早损坏,并确保高炉内壁保持“清洁”,使炉内工作容积最大化。

图 7 中的示例为目前高炉配备的温度和压力测量装置的情况。这些温度和压力测

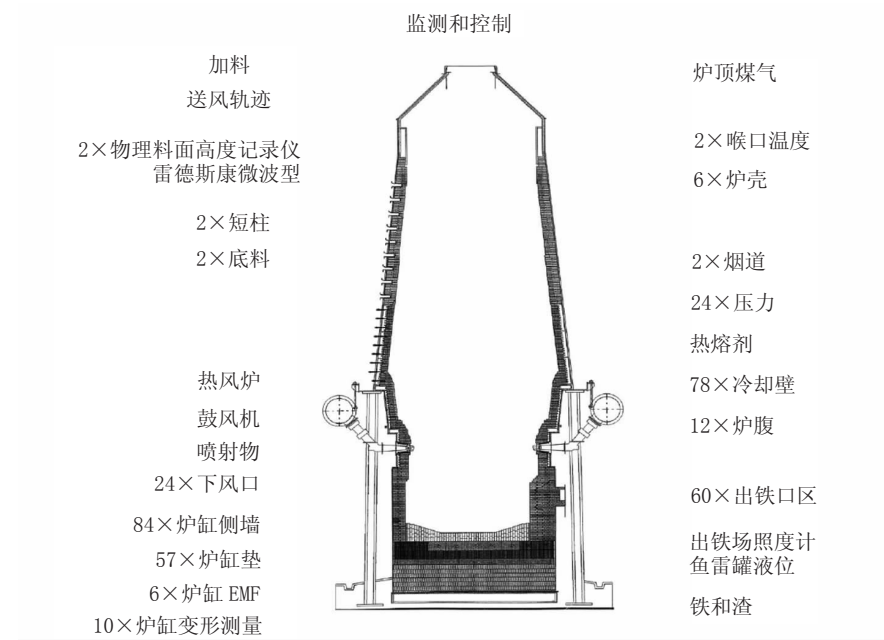


图 7 监测设备

量装置分布在从上烟道到炉缸的各个区域,包括高炉鼓风系统和除尘系统。

7 监测和控制

一些测量技术的应用经过长时间发展已经达到高水准的优化操作。工艺模型越来越多应用于工艺控制方面。当高炉在高喷煤和高生产率的狭窄区域内运行时,高炉模型在保证稳定运行方面尤其重要。

前馈模型和实时数据提供的信息(如图 8 所示)交给值班操作员和工艺管理人员,借助这些信息他们可以做出最佳决策来维持生产稳定。

我们前面已经讨论过,死区信息是高炉达到长寿和稳定的关键因素。使用炉缸热电偶数据、压力和 EMF 测量设备,并借助风口取样机取样分析来推断死料柱的位置和清洁度。这种取样方式正在进行理论和实验室研究验证,如图 9 所示。

正在准备在线监测的新工艺和更复杂的动态工艺模型。粒子(宇宙粒子)体层照相法,这种探测活火山内部结构的发明,已经用于确定高炉软熔带位置(即内部结构)。

密切监控出铁场作业可确保高炉出铁工艺与高炉反应的连续工艺相匹配。监测铁流和渣流又是此项工作的重点。在铁水运输

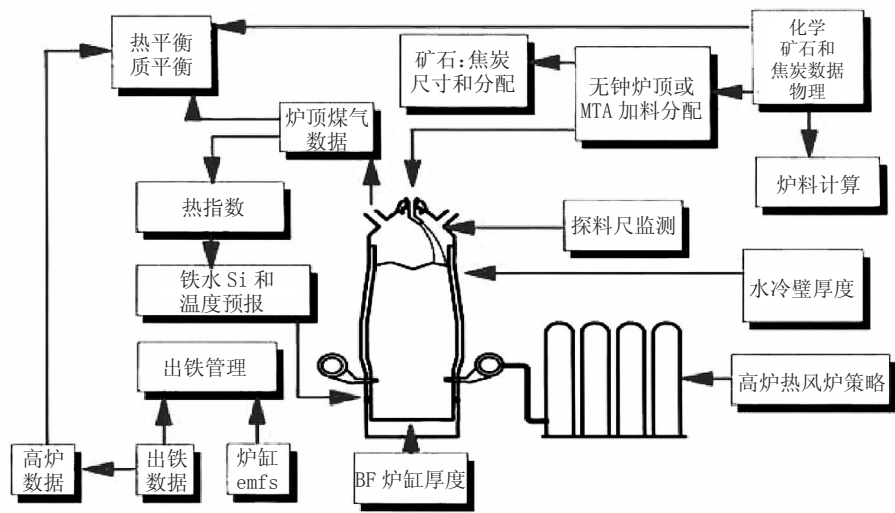


图 8 监测和控制工艺模型示例



图 9 风口取样

车(鱼雷罐车)上使用连续称重技术可确定液体平衡。对出铁和出渣进行连续测温,为热趋势和冷趋势提供信息,这些趋势信息可保持产品质量,并将此时的还原剂使用降到最低。快速获得出铁和出渣的化学成分可为高炉和炼钢厂的操作人员提供信息,帮助其制定后续工作计划。

8 环境

关于环保,法律不是新的,但是新粉尘

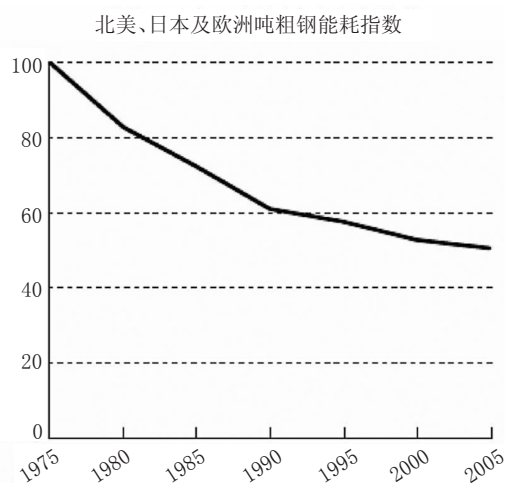


图 10 北美、日本和欧洲的吨铁水能量消耗

排放方法可以将排放控制在法律规定范围之内。这个问题已经解决。粗钢的能源消耗已经连续降低；图 10 所示为最近 35 年，粗钢能耗降低了 50%。

现代化的高炉带有清洁、安全的出铁场，有先进的除尘系统，并且粉尘可回收到

炉内。现代的高炉生产工艺特别适合使用回收材料，尤其是一些其他工业的废弃物，通过高炉路线回收，进一步解决环境问题。

图 11 中展示的是一个标准出铁场，出铁场平坦整齐，而且出铁沟都全部加盖防止烟雾放散。出铁场的除尘系统一般是使用屋顶罩收集烟雾，抽出的烟雾经布袋除尘器或电除尘清洁。

主要的粉尘排放区域位于出铁口、主矿槽、撇渣器、出铁沟和出渣沟以及铁水、渣转运点。这些地点的除尘系统兼具保护员工健康和保护环境功能。

热风炉设计方面最新的进展是保证低 CO 、低 SO_x 和 NO_x ，高炉煤气清洗除尘器正在被更为环保的旋风除尘系统替代。

温室气体排放问题过于复杂，此处不进行讨论，但是值得说明的是解决温室气体排放还有很长的路要走。值得注意的一点是根据预报，2050 年全球的钢铁消耗会达到目



图 11 标准出铁场

前的两倍，这和欧共体(EC)2050 年发展蓝图中降低二氧化碳排放 50%相冲突。当前致力于降低 50%的 CO_2 排放的研究，是为下一个高炉炼铁的主要创新铺平道路。例如塔塔钢铁集团位于 IJmuiden 的 HIsarna 实验工

厂使用突破性的技术将铁精矿和焦炭几乎直接转化为液态铁。此项目是国际超低二氧化碳炼钢计划（欧洲钢铁行业联合技术计划）中的一部分。其他的一些研发是寻找捕集这些气体的方法，例如 CCS 项目(碳捕集

和存储),就是致力于防止二氧化碳进入大气。

今天一座新高炉的投资中,环保方面的需求投资占到 20%,环保设备的运行成本占到总铁水生产成本的 18%。

9 废钢

我们再回到关于电炉生产和高炉生产的辩论。电炉炼钢百分之百依赖于回收废钢,而高炉生产使用 20%的回收废钢。高炉生产还是唯一的大规模炼铁生产途径。更进一步来说,没有足够的废钢来满足钢铁生产。2013 年,废钢总量是 5 亿 t,而粗钢产量是 16.49 亿 t。因此还必须继续通过高炉生产来满足粗钢生产需求。另外由于废钢污染物的原因,电炉生产在某些钢种上还是有限的,这些钢种还是需要使用精炼钢来生产。

10 结论

由此可以得出结论,高炉生产工艺更具灵活性、适应性,适应于不断变化的钢铁行业。受全球需求增长影响,高炉生产持续改进、新工艺不断涌现。高炉生产稳定性、可靠性、燃料比、炉龄方面的巨大进步都确保高炉生产领先于其他的炼铁工艺。

由于高炉炼铁效率与其他形式的工艺相比,成本具有竞争力,因此高炉设备合适的成本会保证其领先至少到 22 世纪。现代钢铁行业市场竞争异常激烈导致投入研发的资本资源非常有限,而且对技术理念失败的容忍度非常低。因此对传统工艺持续改进、新技术的研发和完善很大程度上取决于高炉操作工们的热情和决心,也正是如此高炉才至今幸存。

太钢不锈为“复兴号”提供车轴和车轮用钢

太钢不锈近日在互动平台上表示,公司为“复兴号”标准动车组提供了车轴和车轮用钢;同时,公司参与的自主化时速 350km 动车组轮轴技术攻关课题通过中国铁路总公司组织的技术评审。此外,公司近年来也持续加码海外市场,2016 年海外市场的占比达到 16%。海外高端产品市场的逐步打开有望提升公司毛利率水平。

“复兴号”动车组列车是中国标准动车组的中文命名,由中国铁路总公司牵头组织研制,具有完全自主知识产权,是达到世界

先进水平的动车组列车。2017 年 6 月 25 日中国标准动车组被正式命名为“复兴号”,于 26 日在京沪高铁正式双向首发。

“复兴号”中国标准动车组大量采用中国国家标准、行业标准、中国铁路总公司企业标准等技术标准,同时采用了一批国际标准和国外先进标准,具有良好的兼容性能,在 254 项重要标准中,中国标准占 84%。最重要的是中国标准动车组整体设计以及车体、转向架、牵引、制动、网络等关键技术都是我国自主研发,具有完全自主知识产权。

(摘自相关报道)

太钢 180t LF 精炼炉的工艺优化

炼钢二厂 谢彦明

摘 要 出钢时向钢包配加顶渣和石灰,出钢结束在渣面上加定量的铝丸,在吹氩站经过一定时间的吹氩搅拌,确保出吹氩站时钢包渣熔化良好,精炼渣已经形成,一般钢种在 LF 不再补加渣料;该精炼渣可脱除大部分的 S,吹氩站最大脱硫率 92%;取消了 LF 化渣时间,减轻了 LF 的脱硫负担;CCSB、T510L 等钢种的处理周期比优化前缩短了 10min,总体达到了与连铸节奏匹配的目的。

关键词 LF 精炼 工艺优化 处理周期

1 LF 工艺优化背景

太钢炼钢二厂新炼钢 LF 精炼工序是生产线上的主要工序,碳钢方面主要用来生产低合金高强度钢、锅炉钢、压力容器钢、桥梁钢、船板钢、汽车大梁钢、低硅钢、耐候钢、高级别管线钢等,不锈钢方面主要用来生产超纯铁素体、奥氏体、双相不锈钢等。LF 炉 4 个处理工位要保证 2 台双流连铸机的正常生产,剩下 2 个处理位分别保供 2 台单流连铸机。碳钢 LF 一个工位的精炼周期为 62min,双流连铸机周期为 28min,随着连铸不断提速双流连铸机周期已缩短为 23 ~ 25min,显然不匹配,尤其是双流连铸机生产大断面管线钢过 RH 时,LF 需 3 个处理位保供双流连铸机,剩下 1 个处理位保供 1 台双流连铸机,影响连铸机的生产,且连铸为配合 LF,被迫将拉速降为 0.8m/min,来保证连铸 1 炉钢的拉钢时间大于 28min,这已经成为生产品种钢的限制性环节,随着产能的进一步释放,矛盾将更加突出。为适用连铸节奏,LF 精炼时间必须缩短。因此,对工艺进行优化,以实现高专品种钢的生产和产能

的释放。

LF 的主要工艺技术参数见表 1。

LF 采用双工位,共用 1 套电极升温系统,每个处理位采用设有 1 台双流喂线机的工艺布置方式,钢包吹氩采用双透气砖、分路控制。

表1 LF 工艺技术参数	
公称容积 /t	180
实际钢水处理量 /t	160 ~ 200t
变压器容量 /MVA	30
一次电压 /kV	35
二次电压 /V	320 ~ 370
二次最大电流 /A	45000
最大升温速度 /℃·min ⁻¹	4
电极直径 /mm	450
精炼周期 /min	62
钢包自由空间 /mm	300

2 LF 精炼工艺优化措施

2.1 优化炉料结构及铁水预处理

优化炉料结构,根据钢种需要搭配使用废钢,P、S 要求严格的钢种采用优质废钢,

并减少内部回收渣钢、渣铁。

铁水经预处理脱硫处理,根据钢种需要分别采用浅(代表钢种 Q235B, 目标 $S \leq 0.015\%$)、中(代表钢种汽车大梁钢 T510L, 目标 $S \leq 0.005\%$)、深脱硫(代表钢种汽车板 TIF, 目标 $S \leq 0.002\%$),减轻 LF 脱硫任务。

2.2 提高转炉温度和成分命中率

根据钢种要求,转炉出钢终点温度控制在 $1660 \sim 1680^\circ\text{C}$,要求钢水到站(LF)温度不低于 1550°C 。为减轻 LF 成分微调的负担,转炉控制好终点碳,提高转炉控制成分的水平,不易氧化的元素(Mo、Cu、Ni)随料槽加入转炉,(C、Si、Mn)尽量一次达到控制要求,在 LF 一般不再调整。

2.3 挡渣出钢并控制好转炉冶炼节奏

采用挡渣标控制转炉下渣,严格控制转炉下渣量,以免增加 LF 的脱氧、脱硫负担和造成回磷。出钢时向钢包中加入钢包顶渣

(含 $40\% \text{Al}_2\text{O}_3$)和石灰造渣。控制好转炉生产节奏,转炉出钢到 LF 精炼的时间不超过 20min,严禁出现精炼等待钢水的现象。

2.4 优化造渣及吹氩工艺

2.4.1 造渣工艺

LF 精炼的核心是造好精炼渣,低氧化性、高碱度、良好的流量性,合理的精炼渣是发挥 LF 精炼能力的基础,其操作要点是早化渣,在精炼前期快速造白渣。

采用出钢时向钢包配加顶渣和石灰,出钢结束在渣面上加定量的铝丸,在吹氩站经过一定时间的吹氩搅拌,确保出吹氩站时钢包渣熔化良好,精炼渣已经形成,一般钢种在 LF 不再补加渣料;该精炼渣可脱除大部分的 S,吹氩站最大脱硫率 92%;取消了 LF 化渣时间,减轻了 LF 的脱硫负担,精炼渣的成分控制见表 2。

2.4.2 吹氩工艺

表 2 精炼渣成分控制 /%

CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	FeO+MnO
50 ~ 60	≤ 10	≤ 6	20 ~ 30	≤ 1

精炼处理过程中吹氩能促进钢渣反应,促进脱氧和脱硫,均匀钢水成分和温度,有利于钢中夹杂物的上浮,钢包吹氩是 LF 精炼各种处理手段的基础。太钢炼钢二厂新炼钢钢包采用双透气砖分路控制,根据 LF 各处理阶段的不同要求,采用分阶段控制工艺。

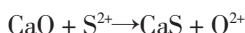
加热过程中控制适当的氩气流量 $2 \times 300\text{NL}/\text{min}$,确保有足够的吹氩搅拌功,避免在加热过程中上部温度过高,同时避免由于流量过大,钢、渣剧烈翻腾造成电极振动。在加入渣料、进行合金微调、均匀成分和温度时采用大流量 $2 \times 500\text{NL}/\text{min}$,以促进渣料的快速熔化及成分和温度的快速均匀。随着氩气流量的增加,脱硫速度增加,因此在 LF

深脱硫阶段,加大氩气流量至 $2 \times 700\text{NL}/\text{min}$ 。喂线结束的弱搅拌是促进夹杂物上浮的重要手段,因此应降低氩气流量至 $2 \times 80\text{NL}/\text{min}$,目测不裸露钢水为好,避免钢水的二次氧化和吸气,弱搅时间要控制适当,以确保夹杂物充分上浮,同时避免时间长造成钢水中重新生成 Al_2O_3 夹杂。由于透气砖的透气性不同,在实际生产过程中不应单纯以氩气流量来判断底吹流量,而应通过观察钢包液面的情况调整氩气流量。

2.5 强化脱氧脱硫

2.5.1 精炼渣脱硫

精炼渣脱硫主要通过以下反应完成:



转炉挡渣出钢,严格控制转炉下渣量,

出钢时加入石灰、精炼渣,使用铝锰铁脱钢水中氧,出钢结束在渣面上加铝丸脱渣中氧,通过吹氩搅拌,增加炉渣反应界面,使钢渣反应趋于平衡。精炼渣脱硫效果主要受以下因素影响:

- (1)炉渣碱度:随着炉渣碱度的提高,CaO 活度提高,有利于脱硫。
- (2)炉渣氧化性:由于精炼渣脱硫为还原反应,因此渣中(FeO+MnO)含量越少越好。挡渣出钢可以避免大量氧化性炉渣进入钢包内,并在渣面上加铝丸,从而降低精炼渣氧化性。如果在精炼时加入精炼渣将(FeO+MnO)含量进一步降低到 1.0%以下(最好 0.5%以下),则实现白渣精炼。
- (3)精炼渣中 Al₂O₃ 含量:当渣中 Al₂O₃ 不大于 30%时,随着渣中 Al₂O₃ 含量的提高,炉渣的熔点降低,流动性提高,有利于脱硫。但是渣中 Al₂O₃ 含量提高,对于吸附钢中 Al₂O₃ 基夹杂不利。因此应控制渣中 Al₂O₃ 含量在一个适当范围(20% ~ 30%)。
- (4)搅拌:加强搅拌可提高熔池传质速度,增加反应界面,有利于脱硫。

2.5.2 脱氧

转炉出钢过程一方面要用 AlMnFe (或 AlFe) 脱氧剂最大限度地降低钢中的氧含量,在降低溶解氧的同时,进一步用铝丸减少渣中不稳定氧化物(FeO+MnO)的含量,另一方面要采取措施使脱氧产物上浮去除。

用强脱氧元素铝脱氧,钢中酸溶铝达到 0.03% ~ 0.05%时,钢液脱氧完全,这时钢中溶解的氧几乎都转变成 Al₂O₃,钢液脱氧实质问题是钢中氧化物夹杂物的去除问题。尽量避免在 LF 出站前 15min 内进行 Al 的调整,一般在 LF 不加或在精炼前期进行,且使用铝线补铝,以便于 Al₂O₃ 夹杂有充分上浮的时间。对 LF 喂线工艺进行改进,强化钙处理(Ca(15 ~ 30)ppm),采用钙处理使夹杂物变形生成低熔点的产物易于去除,提高钢水质量。

2.6 成分微调

吹氩站通过强搅拌,所取钢样能代表转炉所加合金,LF 在送电升温过程可根据吹氩站钢样进行成分微调,一般钢种 LF 不需补加合金。可以减少 LF 一次分析试样的等待时间,有利于缩短 LF 处理周期。

3 技术效果

3.1 处理周期

整改后,CCSB、T510L 等钢种的处理周期,总体达到了与连铸节奏匹配的目的,通过精心组织 LF 两个工位供双流连铸机钢水,缩短了钢水在钢包内的滞留时间,通过在转炉出钢时提前加石灰、顶渣,吹氩站搅拌化渣、均匀成分,LF 不需再进行化渣操作和取进站样,从而缩短了 LF 处理周期,解放 LF。基本情况见表 3。

表 3 优化 LF 处理周期的基本情况

	到站温度 /℃	化渣时间 /min	送电时间 /min	电耗 /kWh·t ⁻¹	处理周期 /min	保双流连铸 LF 工位
优化前	1571	5	15	35	54	3
优化后	1579	0	11	26	44	2

3.2 脱硫效果

通过转炉出钢时加入石灰、顶渣,造高碱度、流动性好的炉渣,出钢结束在渣面加

铝丸脱除渣中氧,并在吹氩站强搅拌 5min 以上,脱硫效果良好,保证 LF 到站 S 符合内控或接近内控,LF 不再补加渣料,脱硫情况

见表 4。通过提前造渣、脱氧,吹氩站最大脱硫率达 92%,减轻了 LF 脱硫负担。

3.3 成分和温度控制

通过吹氩站搅拌进行成分、温度的均匀,LF 成分、温度控制能满足相关要求,见表 5。

4 经济效益

通过工艺优化,在保证钢水质量的同时,降低了生产成本,获得了非常好的技术经济效益,优化前后对比情况见表 6。

因 LF 处理周期缩短,LF 精炼周期与连

表 4 优化后 S 变化情况 /%

钢种	BOF 终点 S	吹氩站 S	LF 进站 S	成品 S
管线钢	0.014	0.0045	0.0044	0.0017
CCSB	0.016	0.012	0.011	0.0039
Q235B	0.027	0.021	0.021	0.0108

表 5 LF 精控成分和温度

C/%	Si/%	Mn/%	Al/%	微合金元素 /%	温度/℃
± 0.01	± 0.03	± 0.02	± 0.010	± 0.005	± 5

表 6 LF 优化前后消耗对比

	石灰 /kg·t ⁻¹	顶渣 /kg·t ⁻¹	萤石 /kg·t ⁻¹	电耗 /kWh·t ⁻¹	钢包寿命/次
优化前	4.1	2.6	0.98	35	35
优化后	3.4	2.6	0.007	26	50

铸拉速匹配,能正常满足连铸提速,连铸提速后,产量增加带来的综合经济效益会更加可观。

太钢 LF 精炼工艺优化,通过转炉出钢加渣料,吹氩站强搅脱硫,最终缩短了 LF 处理周期 10min,与连铸提速后的节奏相匹配。

5 结束语

太钢《超纯净不锈钢脱氧及夹杂物控制关键技术 开发与应用》获 2017 年冶金科学技术一等奖

此次获得一等奖的项目《超纯净不锈钢脱氧及夹杂物控制关键技术开发与应用》,通过“产学研”的模式自主开发出一整套精炼工艺技术,形成专利技术 3 项,企业技术秘密 10 余项。该技术的开发与应用,使太钢不锈钢产品在高端装饰、汽车排气系统、强腐蚀环境和核电等领域得到了广泛推广应

用,实物质量达到国际先进水平。该项目的实施,解决了制约我国高端不锈钢产品开发的瓶颈问题,打破了我国高端装备制造业急需高性能不锈钢长期依赖进口的被动局面,对我国高端装备制造业的快速发展具有重要的战略意义。

(摘自相关报道)

转炉炉后脱硫工艺探讨

技术中心 孙猛林 王志军 李应龙

摘 要 通过对转炉炉后钢包中影响炉后脱硫效果的因素进行理论分析,根据炉后钢包内脱硫的特点,加入含碳脱硫剂的炉后脱硫工艺具有较好的脱硫效果。通过控制终点脱氧工艺以及钢水中的氧含量、增加钢包渣碱度、降低钢包渣中 FeO、脱硫渣中添加适量的碳元素、改善脱氧工艺、保证必要的吹氩时间和合适的吹氩方式,能达到稳定有效的炉后脱硫效果,满足生产优质钢的要求。

关键词 转炉 炉后脱硫 优质钢 含碳脱硫剂

1 前言

根据国内外一些大型转炉钢厂(>120t 转炉)采用转炉出钢过程“渣洗”脱硫的经验,不同的钢种,平均脱硫率一般能控制在 30%~50%的范围,特别适用于生产节奏较快的转炉钢厂。连铸高效化的转炉生产节奏和铸坯高质量要求成品硫含量应小于 0.015%,为满足生产低硫钢的需要,须降低钢中硫含量。因此,我们提出转炉出钢过程加脱硫剂的方法,并自行研究出有效的含碳脱硫剂,将钢水中硫控制在较低水平(钢种硫的质量分数 $\leq 0.015\%$)。通过试验,取得十分显著的脱硫效果。

2 试验条件

本次试验在 1 座 80t 顶底复吹转炉上

进行,主要试验钢种为 Q235A,转炉氧枪为 4 喷头,氧气量为 1800m³/h,氧枪枪位 180~230cm。

采用炉后脱硫的工艺路线,见图 1。含碳脱硫渣的化学成分见表 1。

3 试验结果

3.1 含碳脱硫剂的脱硫效果

脱硫剂吨钢用量 5kg,共试验 150 炉,由表 2 可以看出,含碳脱硫剂试验取得了较好的脱硫效果,平均一次脱硫率达到 45.7%,最终平均脱硫率达到 35.97%,最高一次脱硫率达 50%;从一次脱硫率和最终脱硫率情况看,存在吹氩后到连铸又有少量回硫现象,从转炉终渣和吹氩后炉渣看,与转炉氧化性渣下渣过多、脱氧好坏有关。

3.2 氩后钢包渣组成以及渣、钢间的硫分配

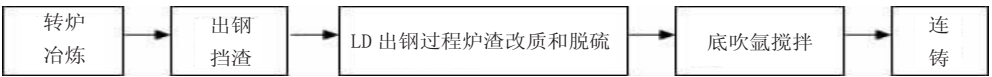


图 1 炉后脱硫工艺路线

表1 含碳脱硫渣的化学成分 / %

成分	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaC ₂	F ⁻	C
含量	50.0~60.0	≤10.0	≤5.0	8.0~10.0	5.0~10.0	<10.0

表 2 含碳脱硫剂的脱硫效果 /%

统计值	W/S1	W/S2	W/S3	$\eta 1$	$\eta 2$
X	0.019	0.011	0.012	45.7	35.97
$X_{\max}$	0.024	0.014	0.016	50	47.37
$X_{\min}$	0.016	0.009	0.01	41.67	18.75

注: W(S1)%、W(S2)%、W(S3)%分别代表转炉终点硫含量,氩后硫含量,成品硫含量;

$\eta 1\% = (W(S1)\% - W(S2)\%) / W(S1)\% \times 100$, $\eta 2\% = (W(S1)\% - W(S3)\%) / W(S1)\% \times 100$

系数

从表 3 看,转炉终点渣、钢间硫的平均分配系数为 6.18,最大为 7.1,而吹氩终点渣、钢间硫的平均分配系数为 46.33,最大为 59。说明采用炉后脱硫工艺后,渣、钢间硫的

平均分配系数明显提高,有利于钢中硫的去除。

4 分析钢包内影响脱硫的因素

4.1 脱硫的基本原理

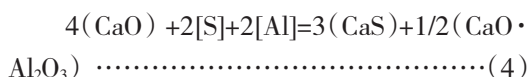
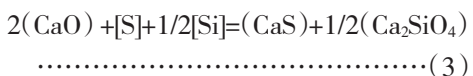
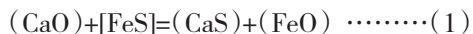
表 3 氩后钢包渣组成以及渣、钢间的硫分配系数

类别	统计值	TFe/%	FeO/%	SiO ₂ /%	Al ₂ O ₃ /%	CaO/%	S/%	碱度	L_s
终点渣	平均值	11.92	14.48	14.6	4.79	46.67	0.105	3.2	6.18
	最大值	13.81	17.42	15.23	5.91	48.84	0.134	3.3	7.1
	最小值	10.48	12.79	13.95	3.68	43.42	0.073	3	5.2
氩后渣	平均值	3.02	3.51	15.62	21.11	48.2	0.455	3.1	46.33
	最大值	3.45	4.08	16.83	22.13	50.55	0.531	3.5	59
	最小值	2.47	3.06	14.6	20.49	46.27	0.35	2.7	30.7

注: $L_s = W(S_{\text{渣}})\% / W(S_{\text{钢}})\%$

4.1.1 脱硫反应

加入含碳脱硫剂后转炉出钢过程中的主要脱硫反应如下:



4.1.2 脱硫反应的平衡条件

熔渣金属液间的脱硫反应可用下式表示:



熔渣金属液间的硫分配系数可用下式表示:

$$L_s = W(S_{\text{渣}})\% / W(S_{\text{钢}})\% \\ = K_s \times X_{O^{2-}} / [\% O] \times \gamma_{O^{2-}} / \gamma_{S^{2-}} \times f_s$$

其中, $K_s = (a_{S^{2-}} \times a_O) / (a_S \times a_{O^{2-}})$

因此,为增大 L_s ,我们从高碱度、低氧化铁、钢包渣组成等方面研究,以取得好的脱硫效果。

4.2 影响炉后脱硫效果的主要因素

4.2.1 终点脱氧工艺以及钢水中的氧含量、(FeO)含量对脱硫的影响

氧、硫属于同一主族、相邻周期的较为活泼的非金属元素,它们在很多方面具有相

似的性质,故要深脱硫必须首先进行深度脱氧,并保持一定的碱度。转炉厂原工艺为转炉合金化到吹氩站,进行吹氩搅拌并在搅拌后期喂铝线强脱氧,使大包顶渣氧化性增强,造成回硫现象(一般钢中回硫质量百分

数为 0.001% ~ 0.003%)。理论上讲,在碱度一定的情况下,钢包渣中 $w(\text{FeO}) \leq 4\%$ 时,可大幅度脱硫;若 $w(\text{FeO}) \leq 1\%$ 时,则可深度脱硫。从图 2 我们也可看到,随着渣中 (FeO) 含量的降低, L_s 明显增大。

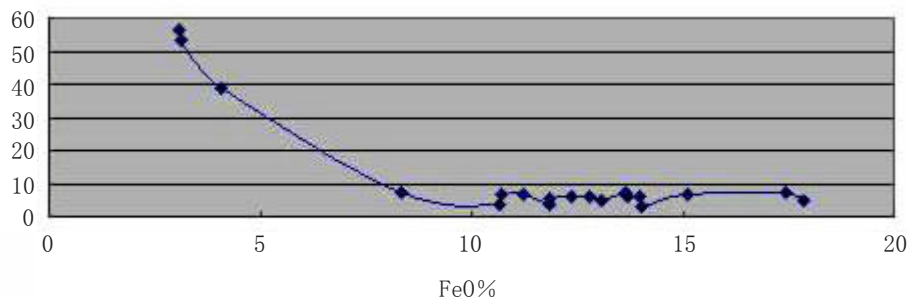


图 2 渣中 FeO 对渣中硫分配系数的影响

为此,我们改变转炉炉后脱氧工艺,变为先合金脱氧后采用铝饼强脱氧,使钢中氧含量保持较低的水平(平均氧含量在 28ppm),使炉后脱硫取得良好的效果。

4.2.2 含碳脱硫剂成分组成对脱硫的影响

该脱硫剂以活性石灰为基,配入相应的辅助剂。使用该脱硫剂,一方面,在同一脱硫反应温度下,由于在转炉出钢是先进行充分深脱氧,金属铝的氧化造成反应处于还原气氛;另一方面,由于添加的 Al_2O_3 与 CaO 易形成铝酸钙系多组元渣,如 $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 、及 $\text{CaO} \cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ 等,这种渣系有脱氧能力,并有较高的硫容量,渣的熔点也较低,渣的流动性较好,因此有利于脱硫产物向渣相扩散。铁水脱硫反应过程中形成的铝酸钙盐与 CaS 亲合性好,易融合后上浮进入渣相,从而达到脱硫、洁净铁水的目的。

4.2.3 转炉终渣对脱硫的影响

在目前操作条件下,转炉带渣不可避免,转炉终渣氧势较高(转炉终渣 FeO 为 8% ~ 17%,平均为 12%),这部分高氧化性炉渣与脱硫和脱氧产物融合后作为大包顶渣,与脱硫后的钢水持续接触,将造成炉后

脱硫后达到的平衡状态发生改变。因此,降低转炉终渣 FeO 的含量,减少转炉出钢带渣量将有利于炉后脱硫反应的进行,一般控制带渣量不大于 100mm。

4.2.4 钢包渣碱度

$a_{\text{O}^{2-}}$ 大,则 L_s 增大。 $a_{\text{O}^{2-}}$ 和熔渣的组成有关。它随着碱度的提高而增加。 CaO 引入的 O^{2-} 的活度均比其他碱性氧化物引入的 O^{2-} 的活度大。 SiO_2 、 Al_2O_3 等酸性氧化物能与 O^{2-} 结合,使 $a_{\text{O}^{2-}}$ 降低。同时, Ca^{2+} 能与 S^{2-} 形成离子团(弱离子对),降低 $\gamma_{\text{S}^{2-}}$ 。因此碱度的提高对增大 L_s 有利。

4.2.5 脱硫的动力学条件

从动力学角度考虑,一是脱硫剂在包底加入,充分利用转炉出钢是钢水冲击对脱硫反应的搅动作用,有利于及早熔化和最大限度的与钢水混合;二是出钢完后的吹氩搅拌,使脱硫剂与钢液充分接触,有利于反应的进行;三是脱硫剂中含有 8% ~ 10% 的碳,一方面碳溶入钢液,减少增碳剂用量,另一方面碳在高温下燃烧生成 CO 搅动钢液,同时保证反应面上具有强的还原状态,有利于脱硫反应进行。

5 结论

(1)改善脱氧工艺,先合金脱氧后采用铝饼强脱氧,提早使钢包中处于还原气氛,对于提高炉后脱硫效果明显。

(2)增加钢包渣碱度、最大限度的降低钢包渣中 FeO 以及改善脱硫动力学条件的措施都有利于提高炉后脱硫效果。

(3)脱硫渣中添加适量的碳元素可以起到良好的预脱氧效果,形成局部还原气氛,有利于钢包脱硫。

(4)控制转炉出钢带渣量不大于 100mm

将有利于炉后脱硫反应的进行。

(5)保证必要的吹氩时间和合适的吹氩方式,有利于改善脱硫的动力学条件。

参考文献

[1] 黄希祐.钢铁冶金原理.北京:冶金工业出版社,1990,207.

[2] 廖明.采用含碳合成渣生产低硫钢的工艺研究.钢铁研究,2004,136(1):20.

[3] 干勇.连铸新技术 800 问,冶金工业出版社,20034 郑沛然.炼钢学.北京:冶金工业出版社,1994.

太钢不锈钢荣获全国首批绿色工厂称号

8月3日,由工业和信息化部组织评选的2017年第一批绿色制造体系示范名单公示期结束。203家企业入围全国首批绿色工厂,山西太钢不锈钢股份有限公司榜上有名。

多年来,太钢不锈钢大力践行绿色发展新理念,确立了“1124”绿色发展模式,即树立“一个发展理念”(钢厂与城市是和谐发展的“共同体”理念)、确立“一个目标”(建设冶金行业节能减排和循环经济的示范工厂)、依靠“两个创新”(技术创新和管理创新)、拓展“四大功能”(产品制造、能源转换、废弃物消纳处理、绿化美化),坚持自主创新和可持续发展之路,致力于建成创造价值、富有责任、备受尊重、绿色发展的都市型钢厂,打造全球钢铁行业绿色工厂的典范。

围绕绿色发展目标,太钢不锈钢坚持以科技创新和技术进步为支撑,大力倡导节约、

环保、文明、低碳的生产和生活方式,采用国际最先进的节能环保循环经济工艺技术,成功实施干熄焦、煤调湿、焦炉煤气脱硫制酸、烧结烟气脱硫脱硝制酸、高炉煤气联合循环发电、高炉煤气余压发电、饱和蒸汽发电、钢渣处理、膜法工业用水处理、城市生活污水处理、酸再生等一大批节能环保循环经济项目,能源利用效率显著提高,万元产值能耗、吨钢综合能耗、新水消耗和烟粉尘、二氧化硫、氨氮、化学需氧量排放等主要指标居行业一流水平。

太钢不锈钢先后荣获“中国工业大奖”“全国质量奖”“全国循环经济先进单位”“中国钢铁企业绿色发展标杆”“中国钢铁工业清洁生产环境友好企业”“全国绿化模范单位”“山西省节能突出贡献企业”等荣誉。

(摘自相关报道)

34CrMo4 钢制高压气瓶在压力测试过程中 开裂原因探讨

技术中心 张宇斌 张志波

摘 要 针对韩国某公司所使用的太钢 34CrMo4 热轧中板,热冲压成 CNG 用车载贮气瓶后,在设定压力反复试验过程中发生气瓶泄露的问题进行了研究。检测了该钢板的力学性能,对气瓶开裂部位进行了金相观察及夹杂物分析。结果表明:气瓶开裂的原因是用户在热冲压成形过程中多次热处理造成钢瓶内表面脱碳及内表面划伤所致。用户采取防范措施后,钢瓶未再发生此类事故。

关键词 气瓶泄露 表面裂纹 脱碳 划伤

1 前言

采用 CNG(压缩天然气)作汽车燃料,由于燃烧完全,结炭少,减少气阻和爆振,可延长发动机寿命 2~3 倍;并明显减少机油消耗,比汽油汽车费用大大降低,是一种有效的环保、节能、经济的清洁能源,因此,得到迅速的推广应用^[1-5]。CNG 储气时要求高压容器为无缝容器,该贮气瓶制造工艺复杂,对材质要求也十分严格。对于钢质气瓶,由于承受交变载荷的作用,因此要求钢的纯净度好、韧性高、延伸性能好,特别是钢的表面质量好。因此气瓶制造厂不仅对钢厂提出用于钢质气瓶的钢号和相应制造、验收技术标准要求,而且还对钢中有害杂质元素(如 S、P、O)含量、钢的表面质量和力学性能指标提出严格控制要求^[6-8]。

34CrMo4 是专为制作 CNG 用车载贮气瓶而开发的高压气瓶钢。韩国某公司使用太钢生产的 34CrMo4 热轧中板,热冲压成容积 200L、工作压力为 25MPa 的 CNG 用车载

贮气瓶。其设计参数:气瓶容积 200L,公称工作压力 25MPa,水压试验压力范围 2.0~32.5MPa,反复压力试验周期 3 次/min,许用温度 50~60℃,钢瓶外径 397mm±1%,钢瓶内径 385.2mm±1%,钢瓶最小壁厚 5.9mm+25%,钢瓶长度 1890mm,钢瓶材质为 34CrMo4,热处理状态为调质处理,盛装介质为压缩天然气。

气瓶在常温下进行每分钟加压 3 次的反复压力试验,当试验次数进行到 14851 次时,发生泄露(设计规定:试验次数要求大于 15000 次)。钢瓶开裂部位均出现在气瓶直管段,裂纹长度约 90~150mm,开裂方向总体呈纵向、与气瓶瓶体方向一致。如图 1 所示。为了查明气瓶开裂原因,为钢板生产或气瓶制造提供工艺指导,对太钢生产的 34CrMo4 热轧板成型后反复加压开裂原因进行分析。

2 试验材料及方法

试验材料来自于泄露气瓶,化学成分见



图 1 反复压力过程中气瓶泄露

表 1 所示。贮气瓶的加工工艺如下:钢板切割成圆片→退火→表面清理→三次加热 +

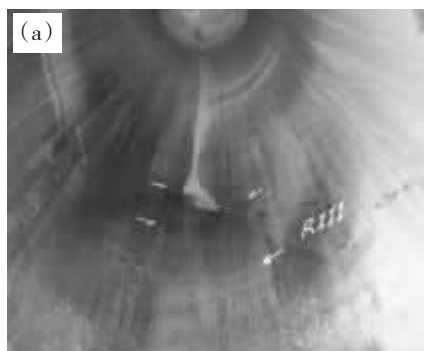
表 1 34CrMo4 钢瓶化学成分 /wt%

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni
标准	0.32 ~	0.10 ~	0.60 ~			0.015 ~	0.90 ~	0.20 ~	0.20 ~
成分	0.37	0.40	0.90	≤0.020	≤0.010	0.05	1.10	0.30	0.50
实际值	0.35	0.14	0.75	0.017	0.008	0.03	0.98	0.23	0.25

3 实验结果及讨论

3.1 试样表面检查

对泄露气瓶内表面进行了观察,结果发现气瓶内表面划痕严重,原始深度约为 0.1mm,如图 2(a)所示。局部裂纹因反复加压试验呈现张开,裂纹扩张深度约为 0.5mm,如图 2(b)所示。



三次热成形 + 中间退火→表面清理→气瓶整体调质→性能检验→探伤→充压试验→上漆、绕线烘干→标志、出厂。根据 GB/T228-2002 要求,切取整体调质后的气瓶试样在 ZWICK/ROELL300kN 电子拉伸试验机上进行力学性能检测。将气瓶试样沿垂直于裂纹方向锯开制备金相试样,采用 4% 硝酸酒精溶液进行腐蚀,在莱卡 DM4000 金相显微镜观察了试样的组织。脱碳层碳含量采用 ARL4460 直读光谱分析仪进行测定。采用 EMGA-620W 红外热导氧 / 氮分析仪,分析了材料中氧 / 氮的气体含量。

3.2 力学性能检验

对试样进行力学性能检验,检验结果如表 2 所示。由表可见,材料的力学性能均满足企业标准要求。

3.3 金相组织及其它相关检测

图 3 示出了气瓶基体组织、裂纹纵深处组织、裂纹起源及裂纹扩张形貌。由图 3 (a)、(b)可见,钢板裂纹处组织与基体一致,

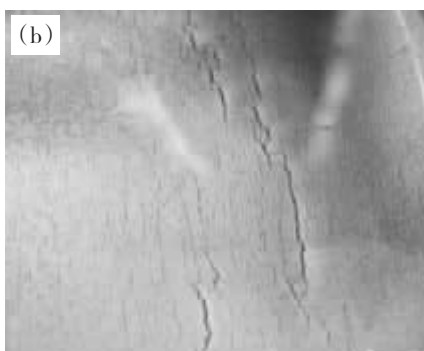


图 2 气瓶内表面缺陷(a)内表面划痕;(b)内表面裂纹

表 2 34CrMo4 钢瓶材料力学性能检验

	Rm/MPa	RP _{0.2} /MPa	A /%
企业标准	≥1000	≥900	≥14
检测值 1	1080	995	14.5
检测值 2	1070	990	15.5

均为板条状回火马氏体。晶粒度级别为 8 级且晶粒分布均匀，组织中没有大的夹杂物，夹杂物级别为 0.5 级(表 3),经观察发现,试样内壁裂纹始于内壁划伤位置,且向外壁扩展,从裂纹尖端看,开裂以穿晶为主,伴有沿晶,见图 3(d)所示。气体含量也符合企业标准要求([O]含量 11ppm,[N]含量 55ppm)。由此可见,气瓶钢出现裂纹并非由夹杂物以及轧制后组织异常造成的。但试样表面存在严重的脱碳现象，脱碳层单面深度约为 0.35mm,如图 3(c)所示。将气瓶失效样品内

表面分别磨削 0.1、0.2、0.3mm，采用 ARL4460 直读光谱分析仪，检测表面碳含量，测试结果分别为 0.21%、0.29%、0.34%（此结果为光谱测点 Φ6，深度 0.3mm 区域碳含量的平均值）。由此可见,脱碳层由表及里,碳含量逐渐增加,最外层气瓶表面的脱碳量大于 38%。同时，对磨削表面进行了 HV 硬度检测，测试结果分别为 243、276 及 308。可见,脱碳层与基体的硬度差异较大，ΔHV 大于 65。

3.4 讨论

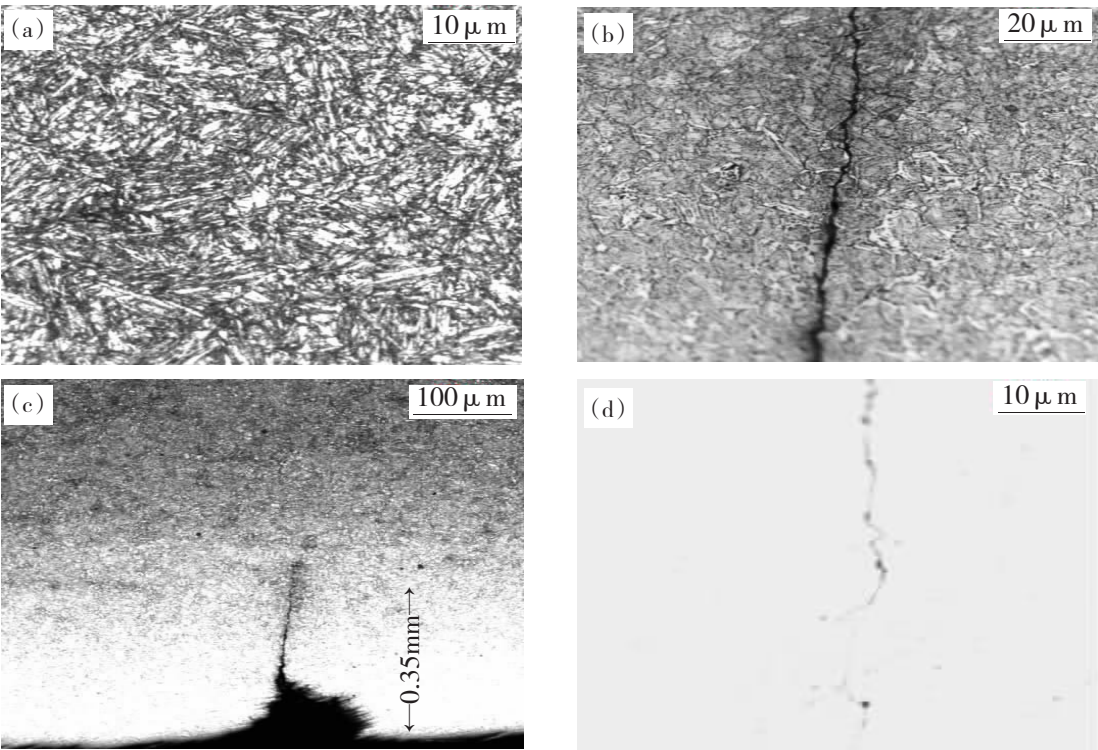


图 3 试样组织及断裂形貌(a)试样基体组织图;(b)裂纹纵深处组织;
(c)内表面擦划痕裂纹起源;(d)擦划痕裂纹扩张形貌

表 3 金相检验

项目	夹杂物		晶粒度等级
	氧化物级别	硫化物级别	
标准	≤3	≤3	≥5
检测值	0.5	0.5	8

通常气瓶钢出现裂纹可能由 MnS 夹杂物以及轧制后组织异常造成。但对缺陷试样进行金相检验,未发现大型 MnS 夹杂物,且裂纹处组织与基体一致,均为板条状回火马氏体,由此推断轧制后组织及夹杂物不是造成气瓶开裂的主要原因。

标准钢瓶是一种封闭式厚壁圆筒,其壁厚最薄的直管段内任一半径的三向应力表达式如下^[10]:

$$\sigma_r = -\frac{P_0 r_0^2}{r_1^2 - r_0^2} \left\{ \frac{r_1^2}{r^2} - 1 \right\} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_\tau = -\frac{P_0 r_0^2}{r_1^2 - r_0^2} \left\{ \frac{r_1^2}{r^2} + 1 \right\} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_s = -\frac{P_0 r_0^2}{r_1^2 - r_0^2} \quad \dots\dots\dots (3)$$

式中, σ_r , 径向应力, MPa; σ_τ , 切向应力, MPa; σ_s , 轴向应力, MPa; P_0 压力, N; r_0 内表面半径, mm; r_1 , 外表面半径, mm; r , 任意半径 ($r_0 \leq r \leq r_1$), mm。

从式 (1)、(2)、(3) 可知 σ_r 为负值, 即压应力, 在内侧表面处绝对值最大 ($|\sigma_r|_{\max, r=r_0} = P_0$)。

σ_τ 为正值, 而且 r 越小即越接近内侧表面 σ_τ 则越大 ($(\sigma_\tau)_{\max, r=r_0} = \frac{r_1^2 + r_0^2}{r_1^2 - r_0^2} P_0$), 而 σ_s 是个定值。由以上分析可知, 标准钢瓶直管段内侧表面的应力最大。

钢瓶热成形过程进行多次退火热处理, 内表面脱碳严重, 导致内表面强度降低。且钢瓶直管段内表面承受的应力最大, 如果钢瓶内表面存在缺口则易引起应力集中, 诱发裂纹。裂纹扩展速率随钢的强度水平增加而

迅速增大, 屈服强度越高, 其断裂临界应力强度因子越低。气瓶热冲压加工过程中造成的气瓶内表面擦划伤, 在反复压力试验过程中, 易引起应力集中, 导致裂纹起裂并沿尖端扩展, 从钢瓶开裂位置可看到, 起裂点在划痕根部, 裂纹扩展方向与划痕位置基本吻合。由此可见, 气瓶热冲压及成形过程中, 多次退火热处理造成气瓶表面脱碳, 使表面强度降低、热冲压成形过程造成气瓶内表面擦划伤, 根部应力集中使裂纹起裂并沿尖端扩展, 从而导致钢瓶泄露。划痕越深、根部半径越小, 相对应力越大, 汽瓶疲劳寿命越短; 脱碳程度越大, 相对表面强度越低, 汽瓶疲劳寿命越短。因数据较少, 仅对气瓶开裂的原因进行了定性分析, 未能建立划痕深度、根部半径、脱碳层和疲劳寿命间的定量关系, 今后可进行研究。然而, 根据断裂理论工程应用实践, 如果气瓶裂纹尺寸小于临界裂纹尺寸, 裂纹扩展缓慢, 气瓶能够安全运行; 当气瓶裂纹尺寸达到临界裂纹尺寸, 裂纹失稳扩展, 引起气瓶爆裂。试验采用的太钢 34CrMo4 钢在反复压力试验过程中, 只发生了泄露而没有发生因裂纹达到临界尺寸引起的爆炸, 即“只漏不爆”^[9]。

4 结论

(1) 钢瓶泄露主要发生在钢瓶直管段内侧表面。导致钢瓶泄露主要有两方面因素: 一是热加工过程中多次退火热处理造成钢瓶内表面脱碳使得表面强度降低; 二是热冲压成形过程造成气瓶内表面擦划伤, 划伤部位应力集中使裂纹起裂并沿尖端扩展。气瓶

内表面擦划伤导致应力集中是造成气瓶泄露的主要原因。

(2)在钢瓶制造过程中,应改善钢瓶表面质量,严格检验钢瓶内部表面质量,不得有明显缺陷存在。在后续气瓶吊运及加工过程中也应采取相应措施避免划伤,从而避免因内表面划伤造成钢瓶泄露。

参考文献

[1] 郑津洋,李静媛,黄强华,欧可升.车用高压燃料气瓶技术发展趋势和我国面临的挑战[J].压力容器,2014,31(2):43-51.

[2] 郭宗华,周俭明,吴祚平.压缩天然气汽车的特点[J].煤气与热力,2004,24(2):108-110.

[3] 徐文渊.液化石油气(LPG)、压缩天然气

(CNG)、液化天然气(LNG)作汽车燃料的现状和发展[J].石油与天然气化工,1995,24(3):163-166.

[4] 伍永乔.发展压缩天然气汽车势在必行[J].天然气工业,1995,14(5):81-83.

[5] 刘保华,李家俊,赵乃勤.天然气用做汽车替代性燃料的储气方式研究[J].素,2002,(4):39-42.

[6] 辛中仁.压缩天然气钢瓶爆炸事故分析[J].天然气工业,1998,18(2):75-78.

[7] 郝国旺,郝国胜.提升高压气瓶钢质量的工艺改进探索 [J]. 机械工程与自动化,2006,(6):158-160.

[8] 聂爱诚,徐国庆,孙鸿平,廖书全.轧制气瓶用34CrM04 连铸坯生产实践[J].现代冶金,2009,37(2):17-20.

[9] 王允昌,方青.带表面裂纹气瓶的失效分析[J].中国气瓶,1994,(2):29-32.

中国首个不锈钢“环保大棚”在太钢建成投用

2016年10月底开工的太钢原料场环保改造封闭工程已于2017年7月底完工,工程建成的寿命可达30年之久的3座高大圆弧形不锈钢“环保大棚”正式投入使用。

由中冶赛迪总承包的该工程总投资1.1亿元,为全国首次采用不锈钢材料搭建料棚,整个屋面板、墙板、山墙全部采用了太钢自己生产约410吨T443超纯不锈钢,彰显了太钢的‘不锈’特色。与传统的碳钢相比,不锈钢耐腐蚀性强,使用寿命为其5至6倍,且基本没有维护成本,性价比更高。未来该材料在建筑屋面、墙面上推广应用有很大示范作用。

为了建设清洁型原料场,早在2006年太钢就率先建起了周长达到3公里的防风抑尘网,抑尘率为75%。此次“环保大棚”建成后,整个原料场封闭面积达到6.2万m²,

在“双防护”作用下,抑尘率可达到96.75%,极大控制了无组织粉尘的污染。这是太钢在节能减排上实现的又一次重大突破。

为了避免出现二次光污染,中冶赛迪专门从专业设备厂家定制了全国首台不锈钢彩板压制机,将1m不锈钢板压成750mm的瓦楞状压型板,使得整个原料场顶棚并没有因为采用不锈钢而在阳光下反光刺眼。

据介绍,“环保大棚”最高处48m,最长处407m,最大跨度达124.5m。由于工程整体为高空施工,且90%以上面积为圆弧形网壳结构,为了不影响太钢正常生产,中冶赛迪首次在施工中采用了特殊的单边起拱不对称施工法进行网架施工,就是从圆弧的一边开始作业,而非常规的双边起拱。这种方法填补了山西省钢结构建筑施工的空白,实现了具有太钢特色的“山西第一跨”。

(摘自相关报道)

再结晶组织比例对冷轧无取向硅钢性能的影响

技术中心 林 媛
冷轧硅钢厂 张文康

摘 要 冷轧无取向硅钢(0.003C,0.58Si,0.20Mn,0.01P,0.0022S,0.25Al,0.0030N)2.6mm 热轧板冷轧至 0.50mm 薄板。研究了 390 ~ 820℃退火温度范围内再结晶组织比例对磁性能、抗拉强度和硬度的影响。结果表明:未发生再结晶时,退火温度对抗拉强度和硬度的影响很小;当再结晶组织比例 $\geq 70\%$ 时,降低退火温度能够有效提高抗拉强度,同时不显著恶化磁性能,但对硬度没有影响;当再结晶组织比例 $< 70\%$ 时,降低退火温度使磁性能剧烈恶化,但能够大幅提高抗拉强度和硬度;再结晶完全、晶界平直后,晶粒随着退火温度的增加迅速长大。

关键词 冷轧无取向硅钢 再结晶组织比例 磁性能 抗拉强度 硬度

近年来,高速电机应用领域越来越广泛,高速电机转子因其转速高,对铁芯用冷轧无取向硅钢的强度和硬度都有很高的要求^[1],考虑到成本和设计因素,对磁性能要求一般比较宽松。在不过分恶化磁性能的前提下,尽量提高力学性能成为高速电机转子用硅钢的研发热点。固溶强化是目前提高硅钢力学性能最有效的方法,但会显著增加冷轧生产难度和生产成本^[2],前期也曾通过细化晶粒来提高冷轧无取向硅钢的力学性能^[3],但由于退火温度均在 800℃以上,退火组织均为再结晶组织,抗拉强度最多提高 30 ~ 40MPa,增幅有限。本文将退火温度设定在 390 ~ 820℃的相对低温区,系统研究再结晶前、后和完全再结晶后晶粒长大等三个阶段,再结晶组织比例对冷轧无取向硅钢抗拉

强度、硬度和磁性能的影响规律,为转子用高强电工钢工业化生产提供理论支持。

1 试验方法

试验用无取向硅钢采用大生产冷轧板,成分(0.003C,0.58Si,0.20Mn,0.01P,0.0022S,0.25Al,0.0030N)。热轧板厚度为 2.6mm,一次冷轧至 0.50mm。将冷轧板裁成 30mm × 300mm 的试料,插入试料架中,放置在箱式电加热炉内模拟退火,退火气氛为 100%N₂,退火时间 2 min,共设计 17 组退火试验,退火温度如表 1 所示,其中 820℃为该钢种大生产退火温度。

试验结束后,采用爱泼斯坦方圈检测每套成品试样的磁性能,其中每套试料包含横向、纵向各 10 片。另外,在每组成品试样上

表1 试料退火温度

样品编号	1#	2#	3#	4#	5#	6#	7#	8#	9#
退火温度 /℃	390	420	450	480	500	520	540	560	580
样品编号	10#	11#	12#	13#	14#	15#	16#	17#	—
退火温度 /℃	600	620	650	680	720	750	780	820	—

各取 1 片抗拉试样(30mm×240mm,横向), 1 片硬度试样(45mm×45mm,维氏硬度)和 1 片金相试样(观察面为轧相,光学显微镜)进行力学性能和组织的检测与分析,并利用图像分析软件统计再结晶比例和晶粒尺寸(尺寸大小通过统计 3 张金相图片平均后得出)。

2 试验结果

2.1 组织

图 1 为各退火温度对应的冷轧无取向

硅钢样品的组织形貌,图 2 为各退火温度样品断面组织的再结晶比例和晶粒平均尺寸。当退火温度在 390~480℃范围时,随着退火温度的升高,显微组织几乎没有变化,整个断面均为冷轧形变组织,未发生再结晶,见图 1(a)和 1(b)。

当退火温度升高至 500℃时,局部形变带上开始出现再结晶颗粒。随着退火温度的增加,再结晶比例迅速增长:退火温度由 500℃升至 520℃时,再结晶比例由 5%增长至 40%,增幅最高;之后随着退火温度的增

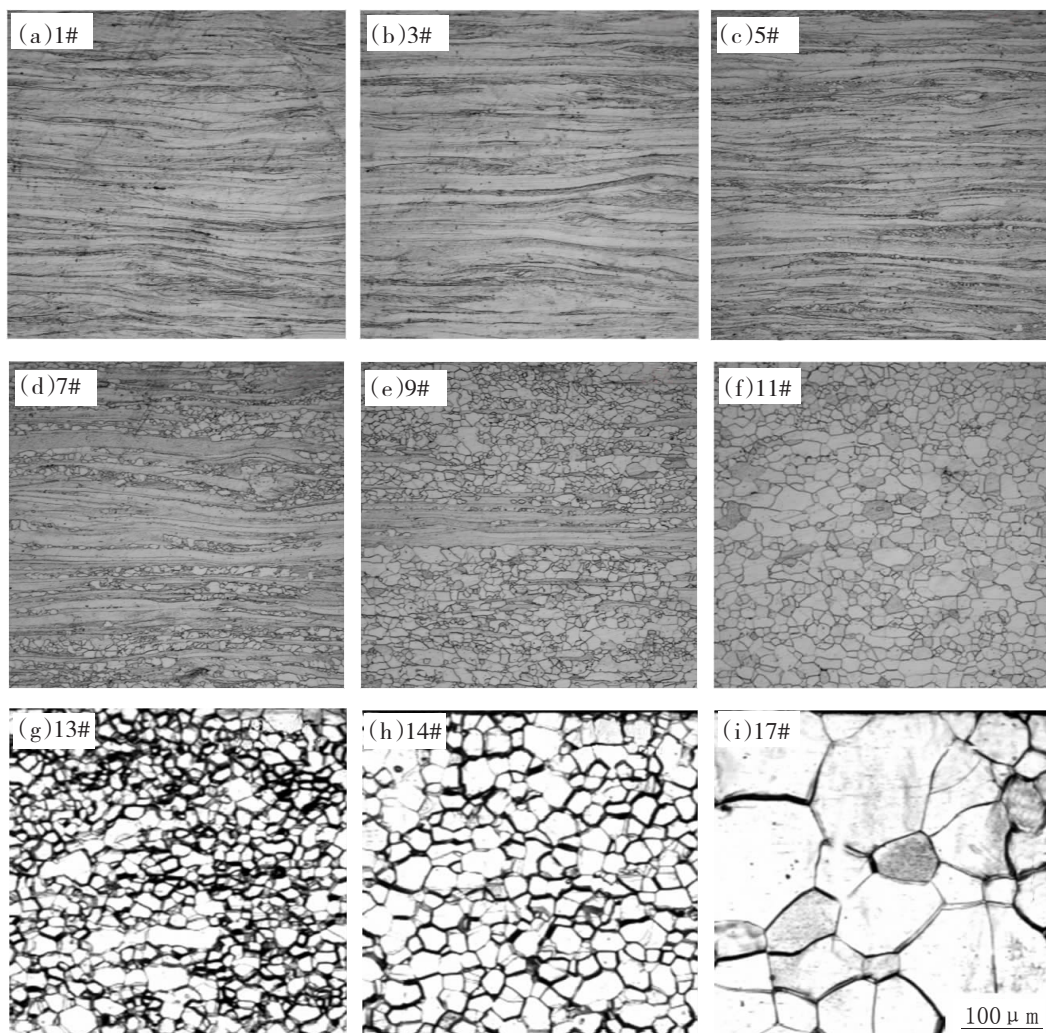


图 1 不同退火温度时冷轧无取向硅钢的组织形貌

加,再结晶比例增幅渐缓。再结晶位置呈现出“先表面,后中间”的顺序。已发生再结晶的晶粒尺寸随退火温度的升高缓慢增大,但整体较小,平均尺寸小于 $20\mu\text{m}$,见图 1(c)~1(e)、图 2(a)和 2(b)。

当退火温度升高至 620°C 时发生完全再结晶,但断面中间位置仍有部分颗粒呈拉伸变形状态,而且晶粒尺寸不均匀,见图 1(f)和 1(g)。当退火温度升高至 720°C 时,晶界恢复平直,晶粒尺寸均匀,平均晶粒尺寸 $30\mu\text{m}$,见图 1(h)和图 2(b)。

晶界恢复平直后,退火温度由 720°C 升高至 820°C 区间,晶粒迅速长大:退火温度由 800°C 升至 820°C 时,晶粒平均尺寸由 $52\mu\text{m}$ 增长至 $112\mu\text{m}$ 。该退火温度区间晶粒尺寸再次变得不均匀,局部出现非常大的晶粒,见图 1(i)和图 2(b)。

2.2 抗拉强度和硬度

图 3(a)和 3(b)显示了退火温度和再结晶比例对样品抗拉强度和硬度的影响规律。再结晶开始前,断面均为冷轧变形组织时,样品的抗拉强度和硬度都非常高。退火温度小于 500°C 时,随着退火温度的增加,再结晶比例均为零,抗拉强度随着退火温度的增加逐渐降低: 390°C 和 420°C 时样品抗拉强度为 845MPa 和 850MPa , 450°C 时抗拉强度降低至 825MPa , 480°C 时降低至 771MPa ;样品的硬度在再结晶前基本没有变化,分布在 $220\sim 230$ 范围内。

退火温度升高至 500°C 时再结晶开始,样品的抗拉强度剧烈降低至 590MPa ,和 420°C 时相比平均降低 250MPa ,和 480°C 时相比平均降低 180MPa 。完全再结晶前,随着再结晶比例的增加,抗拉强度继续下降:每升高 20°C ,抗拉强度平均下降 37MPa ,再结晶比例达到 95% 时,抗拉强度降低至

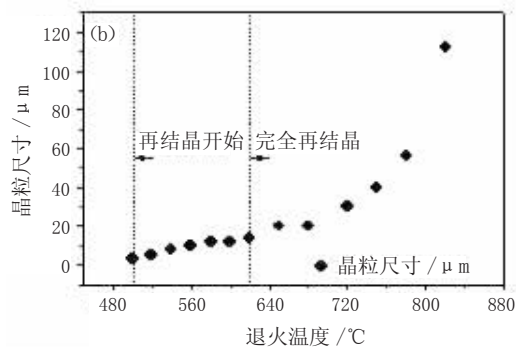
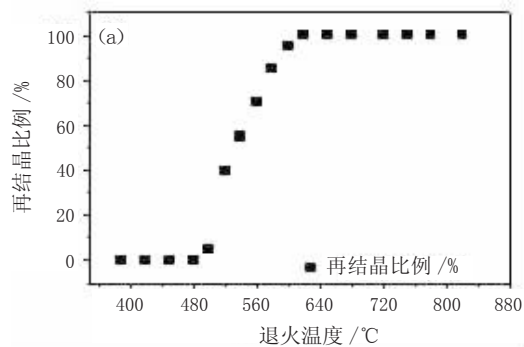


图2 退火温度对冷轧无取向硅钢再结晶比例(a)和晶粒尺寸(b)的影响

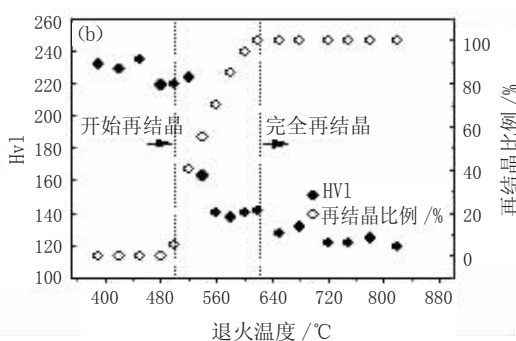
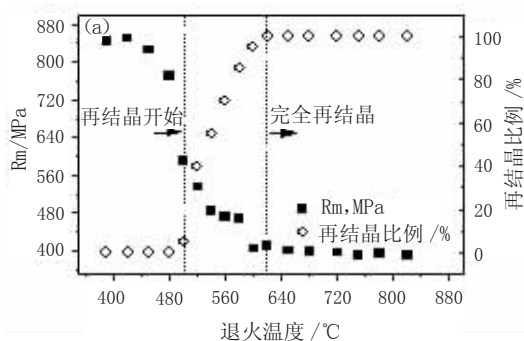


图3 退火温度和再结晶比例对冷轧无取向硅钢抗拉强度(a)和硬度(b)的影响

400MPa。完全再结晶时,抗拉强度为404MPa。随着退火温度的增加,抗拉强度以非常小的幅度下降,进入平台期。因此,95%的再结晶比例是再结晶后抗拉强度的转折点。

再结晶比例为5%和40%时,与再结晶前相比,硬度未发生变化;再结晶比例增加至55%时,硬度由230剧烈降低至163;再结晶比例增加至70%时,硬度小幅跌至140;随着再结晶比例的继续增加,硬度值保

持不变,进入第一个平台期,直到完全再结晶。因此,70%的再结晶比例为再结晶后硬度的转折点。完全再结晶时,硬度小幅下跌:由139下降至126,并随着退火温度的增加基本保持不变,进入第二个平台期。

2.3 磁性能

图4(a)和图4(b)显示了退火温度和再结晶比例对样品磁感 J_{50} 和铁损 $P_{1.5/50}$ 的影响规律。再结晶前的退火温度范围内,磁感和铁损都很差,随着退火温度的升高,磁感

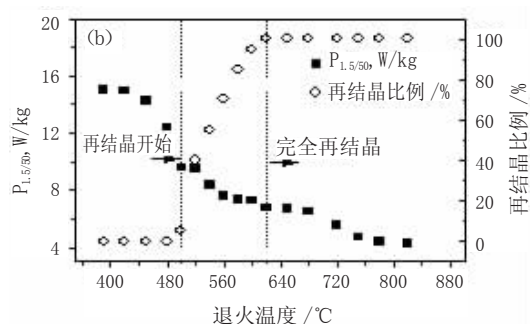
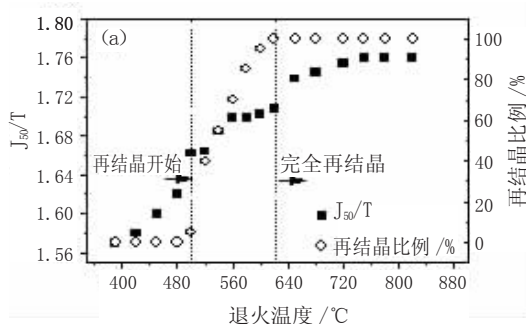


图4 退火温度和再结晶比例对冷轧无取向硅钢磁感 J_{50} (a)和铁损 $P_{1.5/50}$ (b)的影响

和铁损都得到大幅改善: J_{50} 增加0.09T, $P_{1.5/50}$ 降低2.7W/kg。

观察再结晶开始至完全再结晶前的退火温度范围,当再结晶比例小于70%时,磁感和铁损随着再结晶比例的增加而得到改善;与未发生再结晶阶段相比,改善幅度减小;当再结晶比例达到并超过70%后,随着再结晶比例的增加,磁感和铁损的改善幅度继续减少并趋于平缓,分别进入各自的第一平台期: J_{50} 增幅不足0.01T, $P_{1.5/50}$ 降幅0.7W/kg。因此,70%的再结晶比例为再结晶后磁性能的转折点。

完全再结晶初期,磁感随着退火温度的升高由1.71T快速增加至1.76T,铁损则随着退火温度的升高而继续下降;当退火温度升高至720℃时,磁感和铁损随着退火温度的继续升高改善幅度很小: J_{50} 一直保持在1.76T左右, $P_{1.5/50}$ 由4.7W/kg缓慢降低至

4.3W/kg,降幅仅有0.4W/kg,进入磁感和铁损的第二平台期。

3 讨论

冷轧无取向硅钢最终退火工艺的目的,是通过再结晶消除冷轧过程中产生的应变,并促使晶粒长大,以保证磁性能满足用户要求,另外,通过退火的小张力控制可以保证钢带更加平整。冷轧板退火分三个阶段依次进行:回复、再结晶和晶粒长大过程。

回复阶段即未发生再结晶的阶段,它是空位迁移消失、位错聚合、互相抵消的过程^[4]。其特点是没有孕育期,光学显微镜组织并未发生改变,如图1(a)和1(b)形貌图所示。经冷加工变形的金属通常在较低的温度范围就开始回复,冷轧板中点缺陷(空位)和加工应变通过低温回复能够基本消除^[5],但由于机械性能对点缺陷不敏感,而且再结晶开始

前位错密度因退火温度的增加降幅不大,所以该阶段抗拉强度和硬度虽有所下降,但下降不大或基本保持不变,见图 3(a)和 3(b)。回复阶段冷轧板大部分应力得以消除,使得硅钢磁性能得到大幅改善,见图 4(a)和 4(b)。

再结晶阶段是热激活过程,通过晶粒的形核和长大吞食形变和回复的基体。常观察到有孕育期,在一些有利位置上优先形成晶核。再结晶驱动力是回复以后还没有释放的储能,与亚晶内的位错密度及温度有关,而位错密度主要受到冷轧变形方式和变形量的影响。钢板在轧制过程中,表层到中心区域变形是不同的:表层主要是通过剪切发生变形,中间部分则只是受到压缩^[4],因此,表层区域位错密度大,储能高;另外退火时表层区域优先受热;因此,再结晶时首先在表层附近区域形核,中心区域形核要稍晚一些,如图 1(c)~1(e)。完全再结晶前,由于产品中仍有冷轧变形组织,与完全再结晶相比,产品机械性能都较高;但随着再结晶比例的增加,产品机械性能与完全再结晶时趋于一致。再结晶比例不超过 70%时,能同时获得比较高的抗拉强度和硬度,见图 3(a)和 3(b)。再结晶后,由于产品内部仍有残余应力,同时晶粒缺陷多且晶粒拉长变形,和再结晶前相比,磁感和铁损将随着退火温度的升高继续得到改善,并随着应力和晶粒缺陷的减少,改善幅度趋于平缓直至完全再结晶,其中 70%的再结晶比例为磁性能平台开始点,见图 4(a)和 4(b)。

再结晶完全后进一步退火,彼此相碰的晶粒平均晶粒尺寸变大,见图 2(b)。当退火温度升高至 720℃时,变形颗粒消失,晶界恢复平直,晶粒大小分布均匀,晶粒变形缺陷完全消失,磁性能均达到再结晶后的最优值。随着退火温度的继续增加,晶粒开始长

大,磁滞损耗降低,铁损 $P_{1.5/50}$ 降低。由于这个阶段,晶粒缺陷和应力已基本消除,所以铁损降幅有限;磁感的大小主要和织构和成分相关,晶粒尺寸对其影响较小,而且本实验最高温度仅 820℃,所以本实验样品完全再结晶、晶界平直后,磁感波动很小。

高速电机转子用高强电工钢对磁性能要求不高,综合考虑再结晶比例对机械性能和磁性能的影响,认为再结晶比例为 70%时为最佳选择,该点为抗拉强度和磁性能的转折点:抗拉强度 R_m 为 470MPa,硬度 HV1 为 140,铁损 $P_{1.5/50}$ 为 7.5W/kg,磁感 J_{50} 为 1.70T。和 820℃大生产退火相比,铁损 $P_{1.5/50}$ 增加 3.3W/kg,磁感 J_{50} 降低 0.06T,但抗拉强度增加 83MPa,硬度增加 21。当再结晶比例小于 70%时,强度和硬度大幅增高,但磁性能跌出平台期急剧恶化;当再结晶比例大于 70%时,磁性能改善,但强度开始快速降低。

4 结论

(1) 未发生再结晶时,抗拉强度随着退火温度的降低缓慢下降,但降幅很小;硬度基本不变。

(2) 当退火温度为 560℃,再结晶比例为 70%时为高速电机转子用钢最佳性能点:抗拉强度 R_m 为 470MPa,硬度 HV1 为 140,铁损 $P_{1.5/50}$ 为 7.5W/kg,磁感 J_{50} 为 1.70T。当再结晶比例小于 70%时,强度和硬度大幅增高,但磁性能也急剧恶化;当再结晶比例大于 70%时,磁性能改善,但强度开始快速降低。

参考文献

[1]王凤翔.高速电机的设计特点及相关技术研究[J].沈阳工业大学学报,2006,28(3):258-264.

[2]龚坚,罗海文.新能源汽车驱动电机用高强度无取向硅钢片的研究与进展 [J]. 材料工程,2015,43(6):102-112.

[3]林媛,苗晓.常化和退火工艺对冷轧无取向硅钢高频磁性能和强度的影响 [J]. 特殊钢,2014,35

(3):65-67.

[4]张正贵.无取向硅钢织构与性能的研究[D].沈阳:东北大学,2007:31-105.

[5]何忠治.电工钢[M].北京:冶金工业出版社,2012:77-110.

太钢连续 6 年被评为国家级创新示范企业

近日,工业和信息化部公布了 2017 年国家技术创新示范企业复核评价结果。太钢顺利通过复核评价,连续 6 年被评为“国家级创新示范企业”。

太钢是首批 55 家通过国家级创新示范企业认定的唯一一家钢铁企业。“国家级创新示范企业”是经国家工信部和财政部联合认定的技术创新能力较强、创新业绩显著、具有重要示范和导向作用的企业。围绕企业核心竞争能力、领先地位、自主品牌等六大标准进行评选,每年认定和授牌一次,每三年复核评价一次,并对合格的示范企业予以确认,不合格的予以撤销。

一直以来,太钢始终把创新作为助推企业发展的第一动力,引导全员树立“闻新则喜、闻新则动、以新制胜”的创新理念,积极营造“鼓励创新、宽容失败、反对守成”的创新文化。太钢坚持加大科技投入,依托“国家重点实验室”和“国家级技术中心”平台,以市场开拓为目标,积极与国内外科研院所合作,按照“项目-人才-基地”相结合的模式,

建立产、学、研、用联合实验室,努力提升原始创新能力。太钢人性化设计绩效考评体系,加大正向激励力度,建立以增加知识价值为导向的分配政策,充分调动全员的创新积极性。同时,太钢积极探索新的商业模式,通过 SBU(重点品种战略经营单元)、首席工程师、产品工程师、一户一标等模式,不断优化品种结构,提升产品质量,延伸客户服务,市场竞争能力不断提高。

通过工艺技术创新、产品创新、管理创新和商业模式创新,一批以不锈钢为主的工艺、技术、品种不断取得突破并落地。截至目前,太钢累计申请专利 3300 余件,经国家知识产权局批准授权专利 2600 余件。太钢生产的高技术、高难度、高附加值的新产品,广泛应用于高铁轮轴、跨海大桥、航空航天、核电等重大工程和高科技领域,20 多个品种国内市场占有率第一,30 多个品种成功替代进口,高端产品创效占 85%以上。太钢在取得经济效益的同时,也为我国从制造大国迈向制造强国提供了有力的关键材料支持。

(摘自相关报道)

在固溶处理和沉淀处理这两种热处理工艺过程中 比较低碳微合金 Nb-V-Ti 钢的热塑性行为

技术中心 周保仓 姜贵兰

摘 要 通过在 750 ~ 1200℃ 的温度下分别以 0.01、0.002 和 0.0005 s⁻¹ 三种应变速率进行热拉伸试验,探究了锻造和铸造状态下商用低碳微合金 Nb-V-Ti 钢的热塑性行为。为了模拟这两种材料在钢板热拉伸过程中和连续铸造过程中分别所经受的矫直操作,采用了固溶处理和沉淀处理这两种热处理工艺,来比较它们各自对表面裂纹形成所产生的影响。变形后,固溶处理过程中轧制材料在 900℃ 时单畴的延展值最低,而沉淀处理过程中铸造材料在 800℃ 时两相区的延展值最低。相比之下,两种处理过程中在 750℃ 时和 1000℃ 以上时延展值最高。总之,我们发现表面裂纹是由晶界滑移造成的,这就是主要的断裂机理。我们还试图确定各种干预微观机制的协同效应和由此造成的脆裂之间的相互关系。

关键词 固溶处理 沉淀处理 低碳微合金钢 热塑性

1 前言

为满足管线生产、汽车行业和其他结构工件(如:重型汽车、吊车和水泥搅拌机、铁路车辆的底盘部件和减震装置等)等主要工业用途的需要,人们开发了高强度低合金钢(HSLA)。

众所周知,这些产品都是在高温下通过连续铸造和其他后续的变形(即厚板的轧制、锻造和热拉伸)等各种工艺条件制造而成,由于钢的热塑性差,因此极易产生表面裂纹。我们已证实,裂纹形成和扩展的程度取决于各生产工序过程中所经受的热处理及钢的化学成分。还有人指出,在这些裂纹中,有些裂纹(被称为热裂纹)是在连铸的凝固过程中由于各种机械和热效应(即板坯内的热传递和温度梯度,以及轧辊与板坯之间的摩擦)而形成的。而且,在后续进行的矫直

阶段,产品的塑性最小,这就是大家所熟知的在热拉伸实验室测试中得出的“塑性低谷”。这种现象通常会在应变速率为 10⁻⁴s⁻¹ 至 10⁻³s⁻¹ 时在所谓的“中间脆性温度(700 ~ 1000℃)”下出现。这样,当产品在这些条件下矫直时,因其上表面处于张力状态,裂纹得以产生并扩展。

厚板的热拉伸过程是将材料直接加热到变形温度;而在连铸工艺过程中是将材料熔合后再冷却到矫直温度。这种热处理的明显差异导致了不同的脆化机理,这与产品在各个工艺过程中经历的显微组织转变密切相关。

关于钢的化学成分,在达到材料最终性能方面起关键作用的众多合金元素中,微合金元素 V、Nb 和 Ti 在基体中形成均匀的氮化物和复合碳氮化物时可直接通过溶质阻止或钉扎效应而起到晶粒细化的作用,这种

独特性使得这三种元素最具潜力。尽管如此,根据其类型、体积分数和尺寸,特别是位于晶界处或晶界附近时,这些沉淀物通常会产生负面作用,成为孔洞形核和应力诱导点,在矫直过程中会对塑性造成严重的损害。如果在晶界处产生了其它氮化物/硫化物沉淀物(如:AlN 和 MnS)和杂质偏析(如:S 和 P),特别是在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变后有薄薄的一层铁素体存在时,这种危害作用就更为明显。这会给生产厂家的产品质量和生产成本造成很大的影响。

近年来,为了阐明加热过程和微合金元素对高强度低碳微合金钢(HSLA)热塑行为的影响,人们进行了大量研究。然而,由于得出的结果和解释非常杂乱,常常令人混淆不清,相互矛盾,因此,大多数最具挑战性的一些钢种的问题仍没有解决。因此人们仍在该领域进行着大量的研究。例如,Williams 报道说,当 C 含量和 Mn 含量分别小于 0.09% 和 0.3%~0.8% 时,单单 Ti 的影响并不会使 Ti 含量为 0.01%~0.06% 的连铸板坯产生表面缺陷。Santillana 等人证明了 VN 颗粒对含有大量 N 和 V 的高强度低碳微合金钢(HSLA)的热塑性具有积极的作用。Liu 等人指出,根据形成颗粒的类型和尺寸,在高 Nb 低碳钢中加入少量的 Ti 会使晶粒细化,进而增强塑性。Ebaghli 和 Abdollah-Zadeh 也报道称在相同材料上观察到了相似的结果,说明该结果受应变速率大小的影响非常大。Crowther 和 Mintz 指出表面裂纹与奥氏体粗晶粒有关。Calvo 等人声称,与铸造材料相比,轧制产品初始显微组织的热塑性更高。Zarandi 和 Yue 以及 Kim 等人表明,通过动

态再结晶可产生细晶结构并防止孔洞形成和聚结,这样会明显改进塑性。El-Banks 等人考虑了板坯的冷却条件,指出用分段冷却来代替传统的空气冷却时,可显著改进塑性。Lee 等人发现,通过同步热处理,Nb-Ti 钢两相区的塑性会有一定程度的提高。

由于连铸和热拔这两种工艺涉及的问题相同,特别是那些与高温状态下进行矫直所产生的表面裂纹相关的问题,因此,到目前为止,研究主要围绕连铸进行,而没有太多地关注厚板的热拔。因此,本研究的主要目的是通过比较具有两种不同初始显微组织的商用低碳 V-Nb-Ti 钢在进行两种不同的热处理工艺(即加热过程中的固溶处理和冷却过程中沉淀处理)时的热塑性行为,提供最新的文献资料,使人们更好的理解钢的热塑性行为。

2 试验

研究所用材料为 ArcelorMittal 公司 Annaba 厂(阿尔及利亚)提供的热轧和铸造状态的商用高强度低碳 Nb-V-Ti 钢(HSLA):即 HR(厚板 >5mm)和 CS(连铸板坯)。

钢的化学成分见表 1。热轧厚板的临界温度 Ac_1 和 Ac_3 (705、855℃)以及连铸板坯的临界温度 Ar_3 和 Ar_1 (850、710℃)是在均质化处理后利用热膨胀计测定的。 Ac_1 和 Ar_3 之间以及 Ac_3 和 Ar_1 之间的差非常小,可能是因为所研究钢种的碳含量低的缘故。用 Andrew 公式计算出的平衡温度 Ae_3 等于 808℃,用 Park 公式计算出的平衡温度 Ae_3 等于 928℃。在我们的研究中,利用 Andrew

表1 所研究钢种的化学成分(Fe 剩余)/wt%

C	S	P	Al	Si	Mn	V	Nb	Ti	N
0.044	0.007	0.012	0.017	0.22	1.45	0.053	0.08	0.04	0.006

公式计算出的值似乎更好一些。

为了模拟厚板热拔(热轧板)和传统连铸(连铸坯)过程中产品所经受的矫直过程,两组拉伸试样分别进行了两种不同的加热制度,见图 1 所示。为此,用热轧板(HR)和连铸坯(CS)机加工了长 17mm、直径 6mm 的圆柱形拉伸试样,其纵向轴与轧制方向平行。

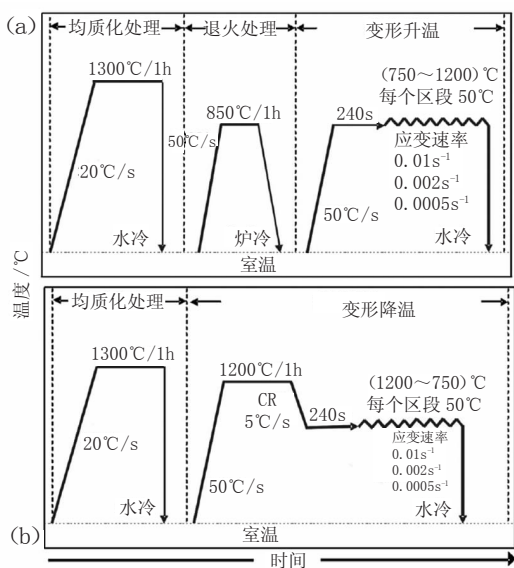


图 1 模拟研究的两种工艺过程所采用的加热制度(a)升温循环(ITC);(b)降温循环(DTC)

在变形之前,这两种试样首先在氩气气氛中 1300℃ 的温度下进行了 1h 的均质化处理,然后进行水淬。均质化处理的目的是:

(i)最大限度地去除 CS(连铸坯)材料的枝晶偏析,(ii)确保颗粒最大限度地溶解,(iii)使这两种材料产生类似的奥氏体晶粒尺寸,以便进行有效的比较。为了描绘出原奥氏体晶界,首先将两种不同的试样浸入到 60℃ 的混合溶液(200mL 饱和苦味酸和 50mL 二甲苯乙醇溶剂)中,浸泡 15min,然后用 3% 的硝酸浸蚀液进行浸蚀。图 2 所示为 HR(热轧板)试样和 CS(连铸坯)试样在浸蚀后的显微组织,可以看出奥氏体晶粒分布很均匀。检查后发现 HR(热轧板)材料(图 2a)和 CS(连铸坯)材料(图 2b)的晶粒平均尺寸分别为 43 μm 和 62 μm。每个晶粒尺寸都是采用 UTHSCSA 图像工具软件进行测量的,而没有采用通常所用的截线法。由于生成的图像放大倍数太高,因此截线法不适用于本研究。我们假设晶粒形状为球形,然后利用统计软件进行算术处理来确定平均标称直径。

然后,第一组 HR(热轧板)和 CS(连铸坯)试样经历了第一轮加热制度,如图 1a 所示。CS(连铸坯)在 850℃ 的氩气气氛炉中进行了初步退火处理,目的是让微合金元素大量地沉积到铁素体组织内;这原本是为轧材(HR)规划的处理过程,但是,为了便于比较,揭示初始显微组织所带来的影响,CS(连铸坯)试样也进行了相同的退火处理。之后,

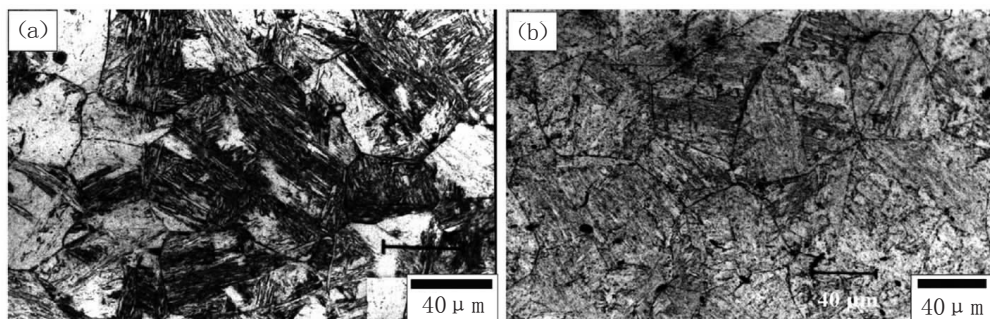


图 2 1300℃ 均质化处理和淬水后热处理材料的光学显微图片

(a)HR(热轧板)试样和(b)CS(连铸坯)试样

紧接着是“升温热循环”(称之为“ITC”)。在升温热循环过程中,这两种试样在 750 ~ 1200℃的变形温度范围内以 10^{-2} 、 2×10^{-3} 和 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 三种应变速率进行了拉伸应变破坏。试样封装在氩气气氛石英管内,以防止氧化,并使用配备有水淬装置和数字红外线的 Instron-1186 拉力试验机进行了测试。温度由插入试样钻孔端的热电偶进行控制。热退火过程中形成的析出物可部分和 / 或逐步溶解,这取决于试验温度。

第二轮处理循环(图 1b)为“降温热循环”(称之为“DTC”)。在降温热循环过程中,第二组 HR(热轧板)和 CS(连铸坯)试样先在 1200℃的温度下进行热处理,以使颗粒最大限度地溶解,然后在温度逐步降低的情况下进行应变破坏(应变速率与第一轮处理循环相同),在温度逐步降低的过程中,可产生后续沉淀。后一种处理与前一种处理正好相反,CS(连铸坯)试样用于铸态材料的研究试验,而 HR(热轧板)试样则用于比较。这里所选的温度和应变速率与连铸和热拔过程中矫直操作的温度和应变速率很相近。

断裂后,将每个试样的一半进行水淬、抛光,然后用硝酸浸蚀液浸蚀,以便露出显微组织;试样的另一半则用于观察孔洞和显微裂纹。当常规的抛光不彻底时,还使用了 B25-ION TECH LTD 离子蚀刻剂。通过断裂后的面缩率(%RA)对延性损失进行了评估。利用一个光学显微镜(Olympus-PME-3)和一个配备有能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM-JEOL-6500)分析了试验试样的显微组织和断裂表面。

3 结果

3.1 机械行为

在 ITC(升温循环)和 DTC(降温循环)过程中,HR(热轧板)试样和 CS(连铸坯)试

样以 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行了试验,其温度对真实应力与有效塑性应变之比所产生的影响见图 3 所示。由于恢复机理和硬化机理之间的竞争,在两相或单相(奥氏体)显微组织里面,都可看到流变特性随着变形温度的变化而变化,包括应变过程中产物的溶解和沉淀。

在 ITC(图 3a 和图 3c)中,总的趋势是应力先是稍有一些增加,然后达到了平稳状态,直到发生颈缩。另外,在大多数温度条件下,峰值应力并不是很突出(在 900℃时奥氏体区除外)。在 DTC(图 3b 和图 3d)中,流变曲线表明,与 ITC 相比,DTC 的峰值应力(σ_p)更高,但断裂延伸率(ϵ_p)也更大,因此,加工硬化非常严重。特别是在 800℃时,这种现象尤为明显,流变曲线中加工硬化迅速加剧,到达峰值,然后由于颈缩而急剧下降。在奥氏体区,情况正好相反,因而生成了一个加工硬化率很低的区域。在图 3b 中,值得注意的是在 1200℃温度下试验的 CS 试样的流变曲线中有波动现象,这是动态再结晶的表现。

图 4 说明了以 10^{-1} 、 2×10^{-3} 和 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 三种应变速率试验的两种材料在两种处理循环中峰值应力(σ_p)的变化与温度之间的关系。在 ITC(图 4a 和 4c)中,对试验前就有沉淀的试样来说,约 900℃时在 γ 单相区产生了峰值应力。当温度低于 850℃时,在两相区 σ_p 没有明显变化;但是,当温度升高到 900 ~ 1100℃时, σ_p 急剧下降,正如图 3a 和 3c 中预期的一样。在 DTC(图 4b 和 4d)中,800℃时在两相区观察到的 σ_p 最高值,与最大沉淀强度是密切相关的。当超过该温度时,一直到 1050℃, σ_p 曲线急剧下降,与 ITC 中的一样。

应变速率和温度变形对 σ_p 的影响就很明白了。应力随应变速率的升高而增加,

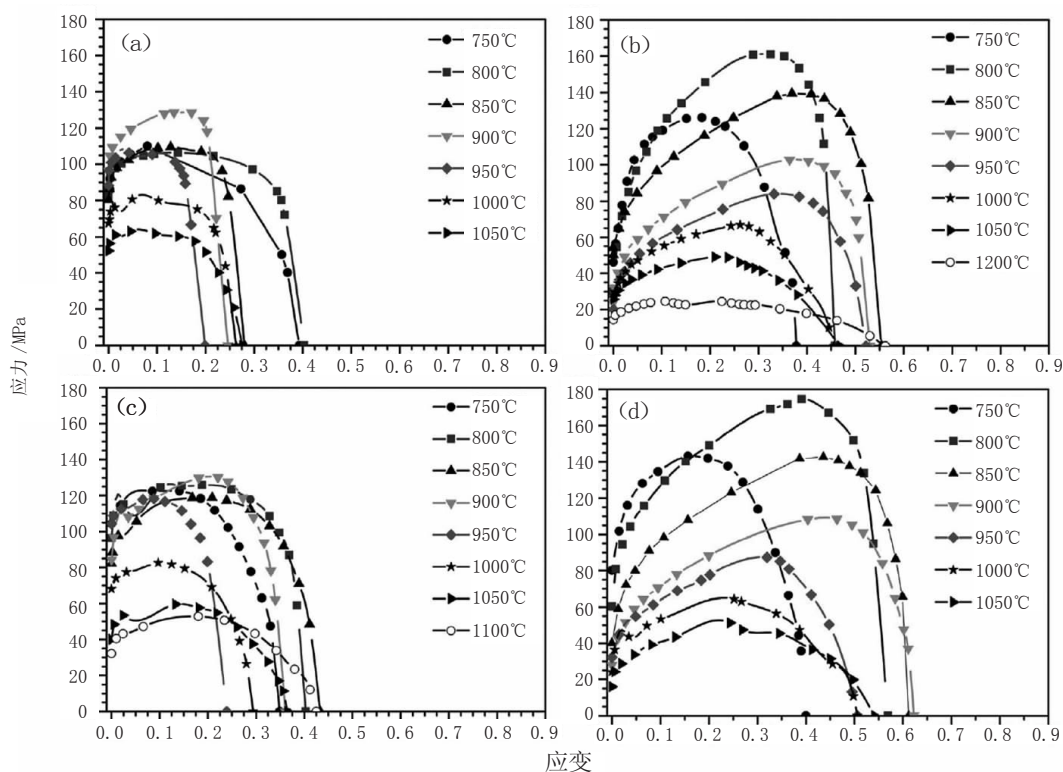


图3 在不同温度条件下以 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的试样的真实应力-应变曲线
(a)采用 ITC 的 CS 试样;(b)采用 DTC 的 CS 试样;(c)采用 ITC 的 HR 试样;(d)采用 DTC 的 HR 试样

由于后者在淬火前固定到了拉伸试验机的夹具上,所以没有 CS(连铸坯)和 HR(热轧板)

试样试验温度的相关数据

并在高温时由于位错增殖和相消速率之间的竞争而下降。

3.2 热塑性评估

图 5 比较了两种热处理工艺过程中以 10^{-1} 、 2×10^{-3} 和 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 三种应变速率试验的两种材料随变形温度变化而变化的断裂面缩率(RA%)。每种情况的塑性变化情况各不相同。

在 ITC(图 5a 和 5c)中,无论是在两相区还是在 γ 区($855^\circ\text{C} < T < 900^\circ\text{C}$),塑性低谷都比 DTC(图 5b 和 5d)中的要深得多和宽得多。在 DTC 中,塑性损失集中在 800°C 左右。ITC 中的 RA% 值要比 DTC 中的 RA% 值低许多。在 ITC 中,在 850°C 温度下进行的退火处理中所产生的沉淀物,在该试验温

度下进行加热的过程中还未完全溶解,可对基体产生硬化作用;而在 DTC 中,这些沉淀物正在沉淀。

在 DTC 中,应该注意一下:在 900°C 时塑性开始下降,因变形可加速相变动力,因此该温度非常接近相变平衡温度 A_{e3} (变形条件下)而不是 A_{r3} (非变形条件下)。另外,还值得注意的是,HR 试样的 RA 平均值要比 CS 试样的 RA 平均值几乎大两倍。后面还要探讨沉淀与现存相之间的相互作用。

最后,无论是在 750°C 的热处理还是在 850°C (A_{r3}) ~ 1050°C 的热处理过程中,当这两种材料的组织在第一种情况下接近 α 单相,在第二种情况下接近 γ 区时,其塑性均有提高。

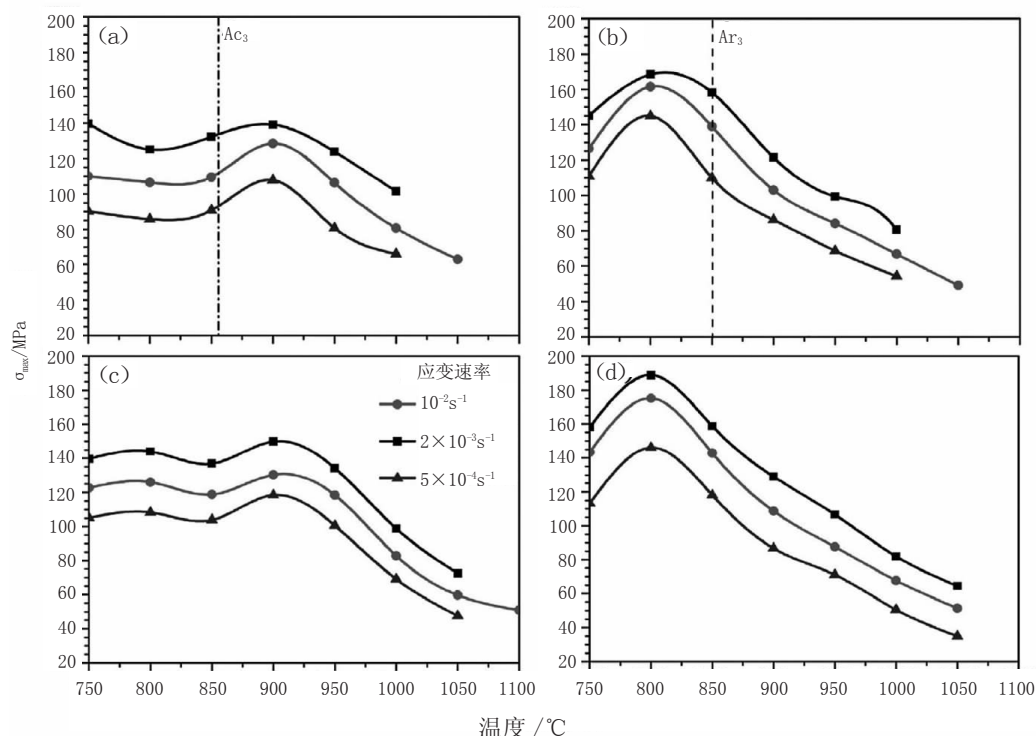


图4 在三种应变速率下进行拉伸断裂试验的试样的峰值应力(σ_p)与温度之间的关系
(a)采用ITC的CS试样;(b)采用DTC的CS试样;(c)采用ITC的HR试样;(d)采用DTC的HR试样

与前节(σ_p)一样,本节又一次充分说明了应变速率对塑性的影响。对所有的试验来说,低谷的深度随应变速率的提高而降低,同时宽度保持不变。在这方面,需要指出的是每个最小的槽的位置不受下降的影响。

为了清晰明了,表2中列出了图4和5所给出的结果。

3.3 金相观察

图6和图7分别显示的是ITC的HR试样和DTC的CR试样在不同温度条件下以相同的应变速率 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 断裂后所获得的显微组织。我们来比较一下这两种显微组织。

如图6a所示,在900℃下进行ITC试验的HR试样的显微组织中沿晶界呈现一些裂纹区域,粗颗粒主要排列在基体内。从图6a可看出,EDS(能谱仪)光谱显示的主要化

学元素为Mn、S和Ti,说明 $(\text{Fe}, \text{Mn})\text{S}$ 和Ti(C、N)沉淀物是主要组份。

在图7a中,CS试样在800℃的温度下进行试验后的显微组织中有一层薄薄的铁素体层,勾画出了大小各异的奥氏体晶粒。另外,在图7b中,同一种材料在相类似的条件下进行了试验,发现有大量夹杂排列在小孔内(用箭头标示),且沿奥氏体晶界(特别是在三叉晶界处)产生了残余裂纹。在高倍显微镜下显示出了这些沉淀的详细情况,它们可能是富铝夹杂(如: AlN 、 Al_2O_3 和其它内部氧化物 $(\text{MnFe})\text{O}$),图7c中的EDS(能谱仪)光谱证明了这一点;而且Al、O的峰值很大,而Mn和Fe的峰值很小。 Al_2O_3 颗粒可能是在连续铸造初期在凝固之前形成的。请注意,当使用SEM-EDS观察时,在这两种试样中都没有发现Nb-V(C、N)沉淀;最有可

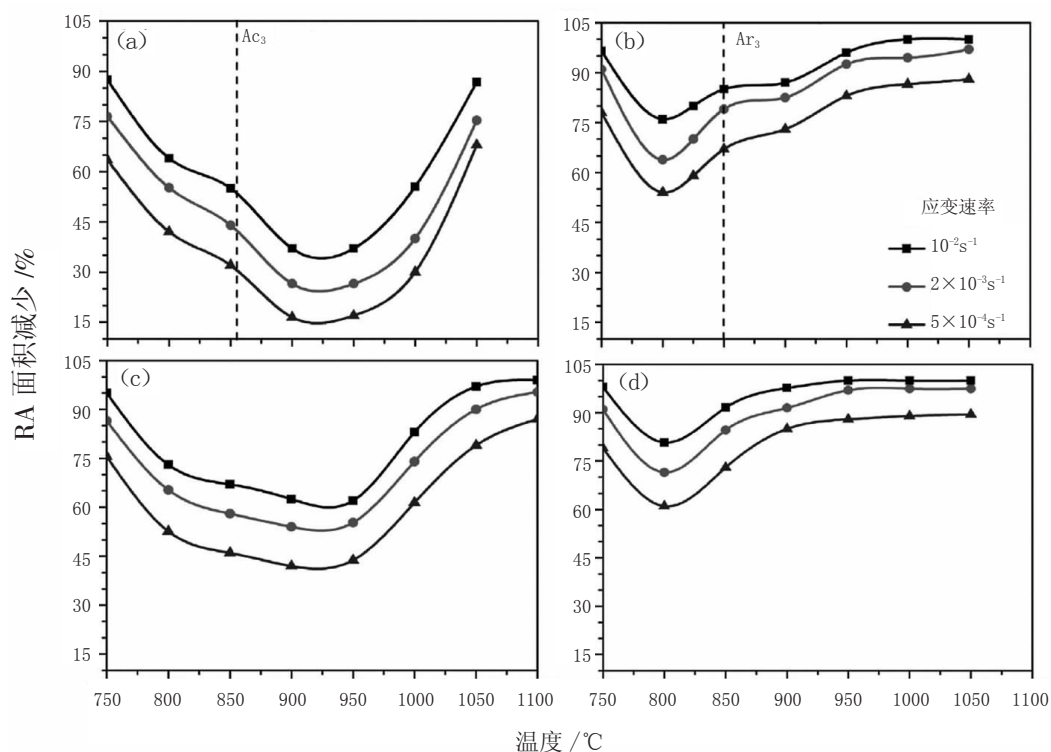


图 5 以三种应变速率进行断裂拉伸试验的试样的 RA 与温度的热塑性关系曲线

(a)采用 ITC 的 CS 试样;(b)采用 DTC 的 CS 试样;

(c)采用 ITC 的 HR 试样;(d)采用 DTC 的 HR 试样

表 2 在 ITC 和 DTC 热循环中在不同温度下以 $5 \times 10^{-4} \sim 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 的应变速率进行拉伸试验时 HR 和 CS 试样的峰值应力 (σ_p)和面缩率 (RA)值

温度 / °C	ITC				DTC			
	CS		HR		CS		HR	
	σ_p /MPa	RA/%	σ_p /MPa	RA/%	σ_p /MPa	RA/%	σ_p /MPa	RA/%
750	90 ~ 140	64 ~ 88	105 ~ 140	76 ~ 95	111 ~ 145	78 ~ 97	113 ~ 158	79 ~ 98
800	86 ~ 125	42 ~ 64	108 ~ 144	53 ~ 73	145 ~ 168	54 ~ 76	146 ~ 189	61 ~ 81
850	91 ~ 132	32 ~ 55	104 ~ 137	46 ~ 67	110 ~ 158	67 ~ 85	118 ~ 159	73 ~ 92
900	108 ~ 139	17 ~ 37	119 ~ 150	42 ~ 63	86 ~ 122	73 ~ 87	87 ~ 129	85 ~ 98
950	81 ~ 124	17 ~ 37	101 ~ 134	44 ~ 62	69 ~ 99	83 ~ 96	71 ~ 107	88 ~ 100
1000	66 ~ 101	30 ~ 56	69 ~ 99	61 ~ 83	54 ~ 81	87 ~ 100	51 ~ 82	89 ~ 100
1050	63	68 ~ 87	48 ~ 73	79 ~ 97	49	88 ~ 100	35 ~ 65	90 ~ 100
1100	—	—	51	87~99	—	—	—	—

注:表中灰色栏显示的是两次模拟处理的材料,白色栏给出的结果供比较用。

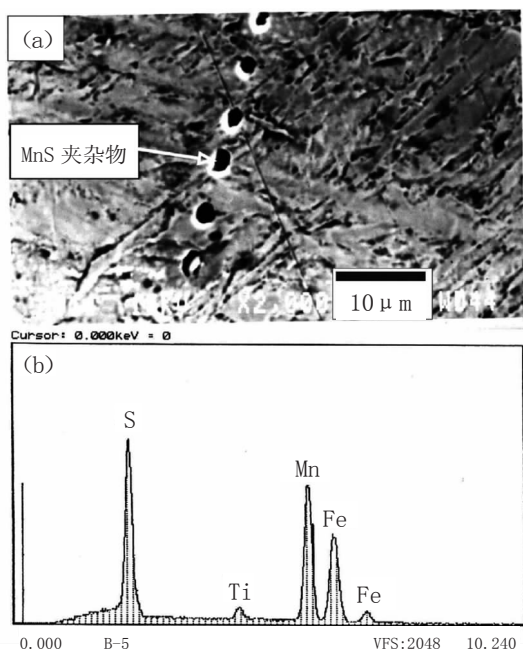


图6 采用ITC时在900℃的温度下以 $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的HR试样的SEM图像(a)纵向截面;(b)EDS光谱

能的原因是在制备SEM试样过程中由于其尺寸太小而松散开来,和/或SEM放大倍数不够。因此,建议今后在进行沉淀研究时采用透射电子显微镜(TEM)。

3.4 断口观察

图8a和图9的SEM图像比较了相同材料在采用两种不同的热处理工艺后在上述相同条件下进行试验时的断口情况。

在图8a中,HR试样的表面区域很粗糙,说明断裂形式为晶间断裂。在机械修磨后,从图8b的纵切面中可以看出,在基体中有粗糙的块状夹杂。如图中插图所示,离子蚀刻后呈现出了严重的开裂,可能就是这些夹杂造成的。图8c所示为硝酸浸蚀后的断裂表面,表面有许多孔洞(很可能是在沉淀物-基体界面形成的)和一些平滑刻面。图8d所示为同一断裂表面在高倍显微镜下的图像,在孔洞附近有长方形粗糙夹杂(尺寸大

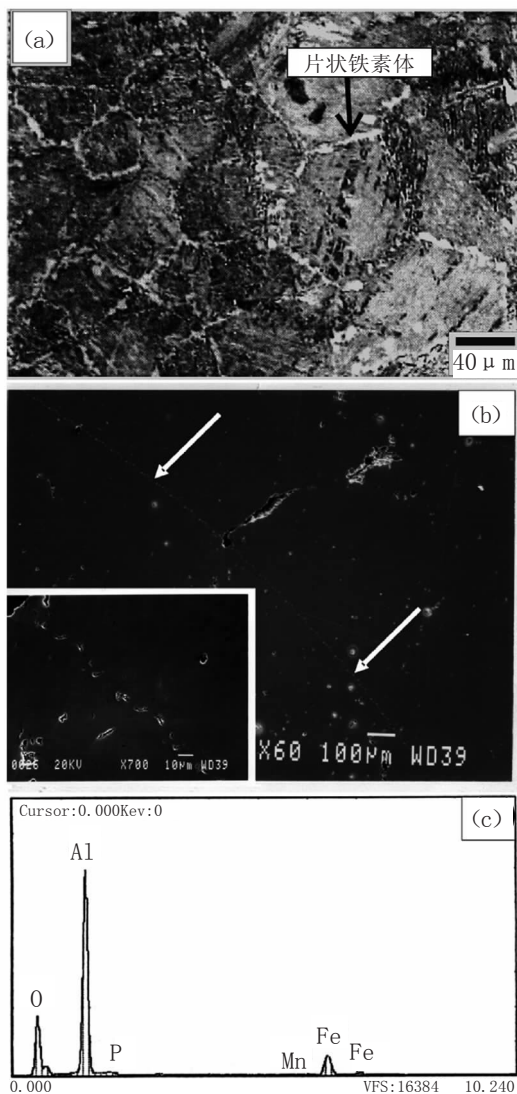


图7 采用ITC时在900℃的温度下以 $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的HR试样的SEM图像(a)纵向截面;(b)EDS光谱

于 $5 \mu\text{m}$),可以确定为碳氮化钛($\text{Ti}(\text{N}, \text{C})$)。

如图9a所示,CS试样表面断裂的形式为复合型晶间断裂。离子蚀刻后,试样的纵断面呈现出残余裂纹(见图9b)。图9c中的表观断裂表面为大型韧窝,将MnS粗沉淀(尺寸 $\approx 5 \mu\text{m}$)围了起来,且没有明显的晶界面。

图10所示为采用ITC的HR试样在

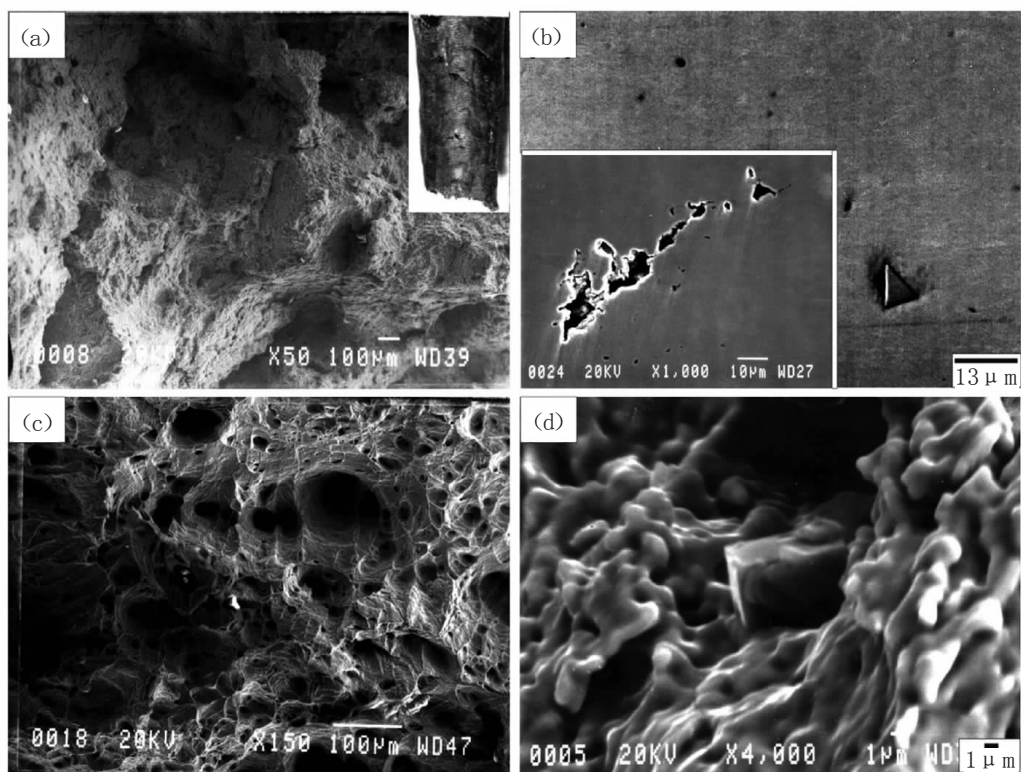


图 8 HR 试样采用 ITC 时在 900°C 的温度下以 $2 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的 SEM 照片
(a)断口表面区域,图内插图所示为锥形试样的宏观图;(b)纵向断面图,可看到粗大的块状夹杂和残余裂纹,见插图;(c)断裂表面;(d)高倍下的断裂表面

1050°C 和 750°C 的温度下以 $2 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂试验的 SEM 图像。从图 10a 可看出,断裂(1050°C)表面为高温韧性断裂形式。图 10b 反映的是硝酸浸蚀后的断裂表面,呈现出宽 $\approx (5 \sim 30) \mu\text{m}$ 的小型 and 大型韧窝,没有明显的平滑面。同样,从图 10c 可看出,在 750°C 的温度下测试的 HR 试样沿宽 $(10 \sim 40) \mu\text{m}$ 的拉伸韧窝出现了晶间延性断裂,这一般可说明该试样具有良好的塑性。

图 8 ~ 10 的插图中清楚地反映了各种典型的断裂条件相对应的杯锥断面。

4 讨论

在比较本研究所采用的两种热处理时,

发现热变形机理存在巨大的差异:在两相区中沉淀最多或是在单 γ 区中碳氮化物溶解。对于第一个问题:依据单一两相区中的沉淀和诱发机械硬化来分析这些结果就足够了吗? 答案显然是不,原因是:(1) 采用 ITC 时,两相区中的延性损失非常大,而 γ 区中的延性在 950°C 时下降范围扩大。(2) DTC 的延性损失要比 ITC 小很多,DTC 的延性损失主要集中在 800°C 左右。很显然,当现有沉淀产物因晶界产生应力集中而发生强烈的作用时(根据其性质、大小和体积分数的不同), $\gamma \leftrightarrow \alpha$ 相变引起了各种情况的延性损失,因此造成裂纹的形成和扩展。

4.1 中间脆化温度范围

4.1.1 升温热循环(ITC)

根据钢的成分和在 850℃时所进行的退火处理,我们很容易判断出 HR 和 CS 材料中可能存在各种类型的沉淀产物。在这些沉淀产物中,除了在试验分析过程中发现的沉淀产物(如:MnS、AlN 和 TiN(C、N))外,可能还有 V(C、N)和 Nb(C、N)等其它沉淀物,虽然在 EDS 光谱中并没有发现它们(见图 6b 和图 7c)。为了弄清楚各种沉淀物对在加热和冷却过程中研究的两种材料的热延性行为所产生的影响,需要确定每种沉淀物相对应的溶解度温度(T_s),并以此作为基准。使用文献中的经验公式计算得出的 MnS、VN、AlN 和 Nb(C、N)的 T_s 值分别为 947℃、949℃、1081℃和 1180℃。

由于这些颗粒的存在, σ_p 可代表材料的强度,所以该参数可能与延性相互依存,这点必须进行详细讨论。从图 4a 和 4c 可看出,在 900℃以下记录的这两种材料的 σ_p 值的离散性不大,原因是在退火处理过程中加热到 850℃时,没有再产生沉淀或溶解,而后者仅在较高温度下才会发生。

由于上述各种沉淀产物,在 900℃时表面峰值应力可能与“沉淀强化”机理有关。其中,Nb-V(C、N)细颗粒可以两种变体存在:(i)以无沉淀析出带(PFZ)的形式位于晶界附近,(ii)扩散进入基体。人们认为前一种变体是过早颈缩造成的,图 3a 和 3c 中的大多数曲线都可证明这一点。在这一点上,众所周知,作为溶质或以沉淀形式存在的 Nb 和 V 分别通过阻力和钉扎效应为位错运动提供了更多壁垒。这样就会抑制奥氏体内的动态恢复和再结晶,防止晶界的应力松弛。曲线变得平缓就说明了这一点,这是裂纹开裂的有力证据(见图 8b 中的插图)。此时,晶界产生应力集中;而当变形增加时,晶界滑移会同时促进裂纹相互连接,造成图 8a 所示的晶间断裂模式。

现在回过头来谈一下微合金元素 Ti 对延性的影响,从图 6b 中的钢成分和 EDS 光谱可看出,一定有足够的 Ti 与 N 组合形成富钛夹杂物。图 8d 描绘了这一特性,从中可看出以立方体形式存在的粗沉淀为复合微合金化合物(即 Ti(C、N))。已证实,在高温下(在 γ 区),作为溶质的 Nb 和 V 会成核且生长到已存在的 TiN 沉淀物上,形成混合化合物 V-Ti(C、N)、V-Nb(C、N)和 V-Nb-Ti(C、N)。Ti 可同时与 C、S、N 或 O 元素结合,在基体和晶界形成沉淀物,因此其活动在整块钢内会发生变化。在这一点上,根据文献中有争议的结果,可断定其影响非常复杂,人们并未完全弄清楚。在有些报告中,人们提出钢中添加 Ti 会导致 TiN 粗颗粒的优先沉淀,可降低 Nb(C、N)和 AlN 细颗粒沉淀所需 C 和 N 的数量,进而改进塑性。另一项研究报告认为,添加 Ti 对塑性有明显的好处,这与钉扎效应所产生的细晶组织有关,这种观点与我们在原奥氏体晶粒方面的研究结果相吻合(见图 2)。就此而论,很清楚,因为有许多三相点可阻止裂纹的扩展,所以获得细晶组织应该会有利于塑性的提高。举例来说,Kuklev 等人声称,如果往钢中添加 0.002%~0.010%的 Ti(与我们的钢种成分一致),那么,由于形成大量的 TiN,则因裂纹而产生的钢板废品的平均百分比在六个月的时间内从 10.2%下降到了 0.5%。然而,还有研究报告称,实验室的研究结果并不总是与实践经验相一致,所以 Ti 所产生的影响还不能盖棺定论。在 900℃时的塑性损失(见图 5a 和 5c)也可能是由于塑性较差的 γ 相数量超过柔软的 α 相,或是由于图 6 中所示的粗大的定向 MnS 析出相所致。人们认为,在 1300℃进行热处理时,奥氏体内的 Mn 不断扩散,在板坯凝固过程中已经形成的(Mn、Fe)S 相发生了相变,导致第二相

粒子的出现。实际上,在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变过程中,由于 γ 相中的Mn和S扩散很慢,在温度低于1000℃时MnS的溶解速率很低,所以这些颗粒仍未溶解。因此,当硬化速率最大时,因应力集中扩大,空穴和裂纹的形成弱化了晶界和夹杂/基体界面的聚合(见图4a和4b)。图8a的晶间断裂模式就说明了这一特性。

在900℃以上一直到950℃时, σ_p 曲线及塑性的逐渐降低在很大程度上可能分别是因为Nb(C,N)-V(C,N)和MnS沉淀物开始溶解和完全溶解所致。对于前两种沉淀物来说,这种情况很明显是因Nb(而不是V)产生的,因为Nb(C,N)在奥氏体中溶解的最大速率在950℃时开始,而VN在奥氏体内溶解的最大速率在885℃时开始。随着温度的升高,会有更多的碳氮化物溶解,其体积分数下降,直到达到各自的溶解度温度(T_s)为止。而且,在该阶段,在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变期间,反映不同强度的共生相(α/γ)比例以及主导共生相(α/γ)生成的位错相消速率也会促使其急剧下降。除此之外,在图6b中观察到S的峰值较大,也说明该元素(与P一起为主要偏析元素)可出现在晶界偏析钢中。实际上,均质化处理选择1300℃的温度足以使一些S进入固溶体,使得它们更易于形成气孔,促使晶界分离,因而产生了较差的塑性。遗憾的是,关于该因素对热塑性行为所产生的影响,由于缺少进一步的数据,目前无法做出更准确的解释说明。

4.1.2 降温热循环(DTC)

从表2可看出,两相区(800℃)和单一 γ 相区(855℃~1050℃(> A_{r3}))的峰值应力(σ_p)之间的近似关系在变形响应中可反映出不同的强度,因为当冷却到试验温度时,这些不同的区受到了不同相变的影响。

如果共生相(α/γ)的温度为800℃,那

么,在1200℃时进入溶体的微合金元素(即:Nb、V、Al、S)在冷却后会同时析出,具体视各自相应的溶解度温度而定。因此,生成的析出物的分布、属性、体积分数和尺寸与上一节ITC所生成的析出物相类似,因而可能会因 σ_p 的增大而生成更多位错运动的势垒点。根据图4b和4d以及图5b和5d,很显然,这两种材料两相区的塑性损失与 σ_p 值较高有紧密的关系。从热力学观点来说, $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变会产生较高的变形储能,可加快铁素体的形核速率。在图7a中也可以很清楚地看到这种现象,其中勾画出奥氏体晶界的铁素体薄膜可能就是塑性损失最直接有效的原因之一。铁素体比奥氏体软,这会促进晶界处的应变集中,从而弱化其凝聚力。当第二相粒子沿晶界分布时,就会产生另外的效应。由于晶界处的材料比基体的材料软,因此会加剧形变集中,导致孔洞萌生。在观察图7b中的显微组织时就可以注意到这种情况,可以看到两个相邻的晶粒在变形后一个滑移到了另外一个上(见箭头)。这种称之为晶界滑移的机理,首先会使得在AlN颗粒周围形成空穴(图7b),然后孔洞多数会在三叉晶界处汇合起来(见插图)。在这种情况下,只要滑移没有被塑性形变消除,在夹杂-晶界界面就会产生应变集中,导致表面产生裂纹(图9b),这可能与图9a所示的晶间断裂的复合断裂模式相关。然而,在两相区内,人们一定认为晶界-AlN夹杂界面处的应力集中似乎是塑性损失的第二个原因。正如Banks等人所指出的那样,这种可能性取决于与[Al][N]溶度积密切相关的AlN析出物数量。这些作者提出,当该溶度积小于 2.5×10^{-4} (即:0.05%Al和0.005%N)时,AlN析出物所产生的影响很小,这与我们所计算出的结果 10^{-4} (即:0.017%Al和0.006%N)相吻合。

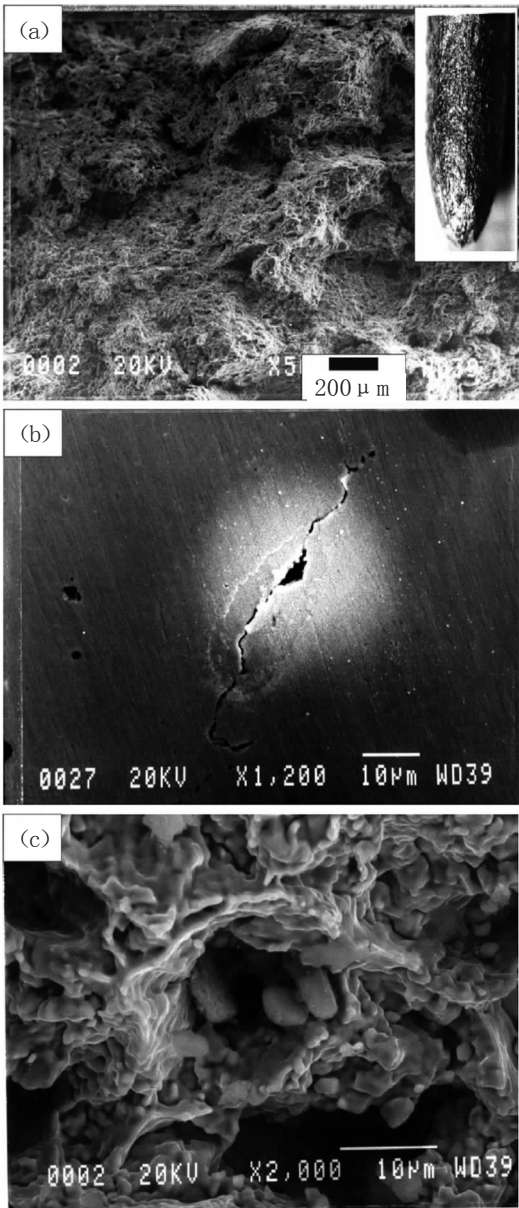


图9 CS试样采用DTC时在800℃的温度下以 $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的SEM照片
(a)断口表面区域,图内插图所示为锥形试样的宏观图;
(b)可看到表面裂纹的纵向断面图;
(c)断裂表面

另一方面,图7c中EDS光谱揭示出P的峰值很小,这也可以说明,这种偏析元素会作为溶质原子扩散进入晶界,成为塑性下

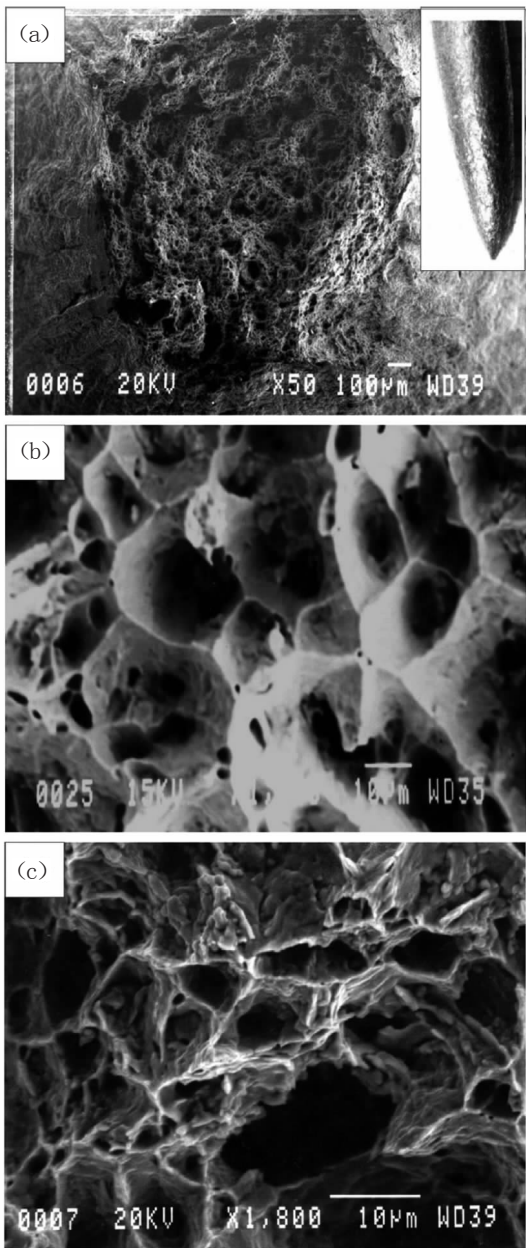


图10 HR试样采用ITC时在不同的温度下以 $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 的应变速率进行断裂拉伸试验的SEM照片
(a)表面区域,图内插图所示为锥形试样的宏观图
(1050℃);(b)断裂表面(1050℃);(c)断裂表面(750℃)

降的潜在风险。然而,当查阅相关文献资料时,我们发现其影响并不那么明确,而且颇有争议:Mintz认为P可改进塑性,而Guo等

人则认为P产生了不利影响。尽管如此,根据我们的实验结果,并没有明确的证据可以证明这一点;但是,在一些研究类著作中,作者制作了理论模型,预测了在800℃时P的最大浓度,其结果与本研究中发现的塑性低谷完全吻合(见图5)。然而,我们仍需继续进行研究,以便弄清楚偏析元素P(和S)对塑性的影响。

现在再回到图7a,值得我们注意的是与奥氏体晶粒异常长大相关的特性。CS试样在1200℃的温度下加热了一个小时,这很可能就是晶粒异常长大的原因;晶粒异常长大一般发生在(比如说)当所有AlN沉淀物完全溶解,丧失了对晶界的钉扎作用的时候。而且,其它各种已存碳氮化物的不完全溶解和Nb在晶界处的优先偏析会导致溶质和沉淀物均匀分布。这种特性也会使钉扎力局部下降,这反过来会使得一些晶界发生移动(可能在最大的晶粒中),从而增大了其不均匀性。

在仔细观察图9c中CS试样断裂表面的显微照片后发现,MnS夹杂也参与了这一破坏过程。在这种情况下,从大韧窝(里面有小的MnS夹杂)来看,我们可推测出部分塑性断裂与先前在塑性应变很低时形成的空穴相关,后来产生应变集中时,孔洞扩大。

4.2 塑性低谷的高温范围

从图5来看,在低谷的高温侧,采用ITC或DTC的HR和CS材料的RA最大值是高应变晶界区域产生动态再结晶的结果。图3b中所描绘的在1200℃下试验的CS试样的流变曲线的波动特性就充分证明了这一点,其塑性形变很大($\varepsilon \approx 56\%$)。其实,已有大量文献很好地证实了动态再结晶的热活化特性可促进Nb-V(C,N)细小沉淀物最大限度地溶解,并有利于晶界处和未溶解剩余沉淀物(在我们这里为TiN)与基体之间

界面处的偏析元素整体比例减少。到了一定的时候,晶界偏离了这些裂纹,使这些正在长大的晶界裂纹被隔离开来,降低了裂纹的扩展。此外,规定在试验前高温保温240s也会使一些沉淀物(例如:TiN)变得粗大,但同时也使其它沉淀物(Nb-V(C,N))丧失了对晶界的钉扎作用或造成空洞进一步连接。这样,无论是哪种情况,都会以延展的方式产生断裂(图10a和10b)。然而,值得注意的是,采用DTC的CS钢在拉伸试验过程中所承受的条件与产品在连铸矫直过程中所承受的条件可能大为不同。这就是说,在前一种情况下,动态再结晶可能就是促使在1200℃试验的CS试样(见图3)获得56%的 ε_p 值(断裂延伸率)的主要机理,而在后一种情况下,板坯表面所遭受的应变可能不会超过1%~2%,明显不足以产生动态再结晶。

4.3 塑性低谷的低温范围

在低谷的低温侧(750-℃),HR和CS材料在两种热处理工艺过程中的RA值很高(64%~98%),可能是因为铁素体结构占主导地位,且很均匀的缘故。对ITC来说,已在850℃下经受了退火处理的这种铁素体有助于防止发生应变集中,而这种应变集中一般会造成晶间延性断裂,如图10c所示。同样,在DTC中将试验温度降低到750℃时,在800℃时已形成的铁素体网状结构开始消失,这样有助于持续扩大铁素体的体积分数。因此,奥氏体和铁素体之间的应变分布更加均匀,抑制了应变局部化的影响,使塑性得到了恢复,RA值达到了78%~98%。

4.4 应变速率的影响

以上各章主要论述了 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变过程中各种微观结构所产生的影响,下面主要讨论一下应变速率对塑性的影响。从所有的试验来看,无论是采用DTC还是ITC,我们发

现应变速率的增加都会导致 σ_p 的增大(图4)。这可能是位错增殖速率造成的,因为没有很多的时间在位错四周聚集,所以碳原子的这种分布可能会阻止它们的运动。另外,相比较而言,当应变速率达到 10^{-2}s^{-1} 时,塑性低谷较浅(见图5),因此可以肯定,提高应变速率对塑性也有好处。查阅相关文献后发现,塑性的提高主要有以下几方面原因:晶界滑移小;在晶界处沉淀/夹杂附近,孔洞形成和长大的时间不足;铁素体加工硬化作用明显,降低了该软相和奥氏体相之间的应变局部化。

4.5 初始条件和热循环的影响

当比较每个热循环(ITC 或 DTC)的 RA 值时,我们发现,与 CS 材料相比,HR 材料的塑性损失并不那么明显。这可能是因为在钢的初始状态(轧制状态材料与铸造状态材料)下,其相应的显微组织可能不尽相同所致。另一方面,在比较 DTC 和 ITC 时,人们认为 DTC 沉淀物的体积分数在 1200°C (这时沉淀正在进行)溶解后要比在 850°C 退火后低,这就可以解释塑性曲线之间的差异。在 α/γ 区的情况更是如此,在 850°C 以 10^{-2}s^{-1} 的应变速率试验的 HR 试样在采用 DTC 和 ITC 时的 RA 值分别为 60% 和 77%,就充分证明了这一点。然而,在 800°C 时,这些值完全相同(65%),说明在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变过程中产生的沉淀物的体积分数与退火处理所产生的沉淀物的体积分数十分相近。

总之,正如在文献综述中所提及的一样,这些与我们在 DTC 或 ITC 中所采用的模拟程序有关的试验结果的互通性,并不能直接推广到相关的工业生产过程中。具体来说,采用 DTC 时,CS 材料在经过预先均质化处理后的显微组织为等轴细晶组织;而在连铸过程中,板坯表面的显微组织为极为粗

大的枝状/柱状组织。另外,在矫直过程中,板坯表面要承受巨大的温度周期性变化;而在等温拉伸试验过程中,温度有可能保持相对稳定。而且,正如前面所提及的一样,每种情况下的应变等级也各不相同。尽管存在这些限制条件,甚至塑性损失的机理尚未得到解决,但提出的热循环框架使我们对加热(ITC)或冷却(DTC)热加工过程中所产生的不同微观结构有了一个很好的认识 and 了解。

5 结论

为了探究锻造和铸造状态的商用低碳微合金 V-Nb-Ti 钢(HSLA)的热塑性行为,我们在研究中采用了两种不同的热循环工艺,从中可得出以下结论。在比较所采用的热循环(ITC 和 DTC)产生的影响时,由于在拉伸试验前和拉伸试验过程中产生了不同的微观结构,因此塑性低谷呈现出了差异性:采用 ITC 时,当温度在 $800^\circ\text{C} \sim 850^\circ\text{C}$ (两相区)甚至达到 950°C 时(单一 γ 相区)时,其塑性低谷要比采用 DTC 时深和宽得多;而采用 DTC 时,塑性低谷主要集中在 800°C (两相区),这时正在进行最大限度的沉淀。在低谷的低温端和高温端,塑性有所恢复;由于有均匀的铁素体存在,并且开始了动态再结晶,因此这两种热循环所显示的 RA 最大值都超过了 90%。我们发现,对所有的试验试样来说,随着应变速率的增加,塑性得到了很大的改善。当塑性值很低时,晶界滑移所产生的晶间断裂是主要的断裂机理;然而,当塑性恢复时,在 1050°C 至 1200°C 的温度范围内,断裂方式从晶间断裂转变为高延性断裂。在本研究中有限的试验和分析的基础上,我们还需要进行进一步的试验性研究,主要探究沉淀物的性质、体积分数和尺寸所产生的影响。

一种不同厂家微机光纤差动保护的组合构建技术

能源动力总厂 渠天清

摘 要 太钢二降压 10kV 开闭所进线的保护配置为光纤差动配过流的主后备保护,在运行中突发主保护故障而无备件的严重情况,针对这一棘手难题,利用手头现有其他保护厂家的装置,实现了不同厂家微机保护装置的组合构建技术,阐述了改进方案、过程及实施后的效果。此种创新组合技术,解决了近年来电力行业保护部分插件损坏而无备件的棘手难题。

关键词 微机保护 光差保护 电流串接 出口并接 单模多模转换

1 课题的引出及介绍

电力系统中各类电气设备由于制造、运输、安装、运行环境等因素,在实际运行中不可避免地会有异常或故障情况的发生,继电保护就是用于检测电力系统中各设备的运行状态,反应于电气设备的异常或故障而报警或动作,继电保护动作的正确性直接关系到电力系统的稳定与安全。目前电力系统几乎都已采用微机保护,微机保护具有性能可靠、动作快、功能强大等诸多优点,但由于其电子组件,年限较长后性能可能变得不可靠,极易故障;同时微机保护发展周期非常快,二至三年就更新换代为新的型号,而微机保护使用期一般为八至十年,保护装置使用年限较长后,一旦有部分保护插件发生故障时,备件早已停产且无库存,这样就导致严重隐患。

太钢 110kV 二降压站的 10kV 开闭所 1# 进线 285 带有一段 10kV 母线,其保护配置为紫光 DCAP3111 微机光差保护,保护已运行 7 年,运行中突然发生报文“差动保护故障”。检查保护装置及后台数据、进行光纤

通道测试,确认为光差主保护板损坏。但联系厂家早已不再生产同型号备件而无法处理,如整套更换为新型号产品,除定购费用及时间外,整个开关柜上的二次端子排、配线均需重新设计、安装、配线,停电时间太长,严重影响生产。但如退出已故障的差动保护,只保留后备保护,则一旦发生短路故障只能由后备保护延时切除,引起二降压 10kV 系统的较大波动,严重影响太钢多条线的生产。

2 改进措施及实施过程

针对以上原厂家备件已停产无备件的棘手问题,利用手头现有的一套四方厂家的光差保护,通过对紫光 DCAP3111 微机光差保护及四方 CSC-213 光差保护回路、接线、配置、参数等分析研究、设计,实施如下创新改进:采用不同厂家保护装置的电流采样回路组合、保护跳闸出口回路组合;主保护与后备保护及测控装置组合;新的单模光端保护装置与旧的多模光缆的衔接转换。

(1)利用手头现有的备件,一套北京四方 CSC-213 光差保护,但由于二降压后台

的差动保护控制字设为“1”,后备保护设为“0”,将四方保护光通道打在自环状态进行调试,传动、跳闸正常,实现了两套不同厂家

保护装置的主后备保护功能的构建组合,如图 3 所示。

(4)研究分析紫光 DCAP3111 光差微机

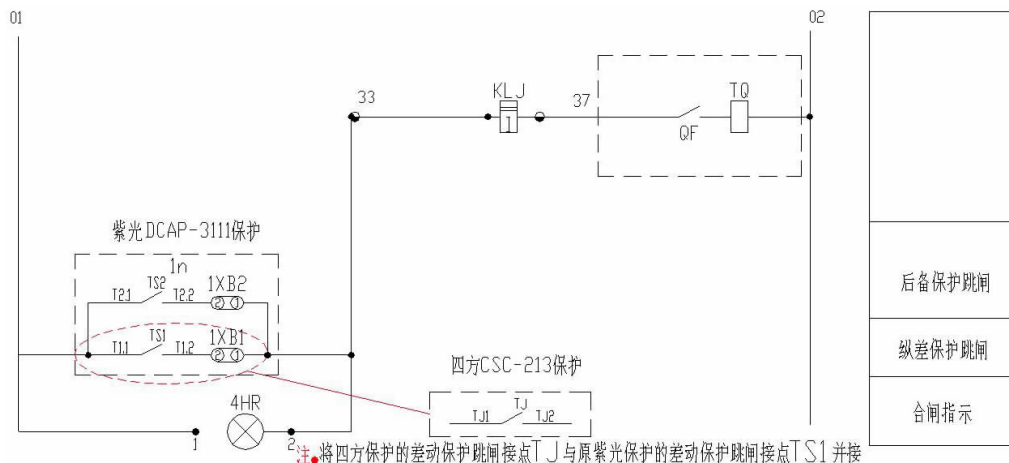


图 3 四方光差保护的差动出口继电器接点并接于紫光保护的出口回路
(将四方 CSC-213 保护的差动跳闸接点与原紫光 DCAP-3111 的差动跳闸接点并接)

保护及四方 CSC-213 光差保护的光端接口,旧紫光光差 DCAP3111 微机保护其光端为多模接口,因此配置了相应的多模光纤通道,而新的四方 CSC-213 微机光差保护的光端接口为单模光端接口,其与旧的多模光纤通道不匹配,无法实现数据传输,光纤通

道处于断线状态,装置显示“通道异常”告警,为此应用单模多模转换器加设在四方光差保护装置的光端接口与多模光纤通道之间,实现了单模与多模的光纤转换,使四方光差主保护的光通道回路得以实现,告警消失,通道正常,如图 4 所示。

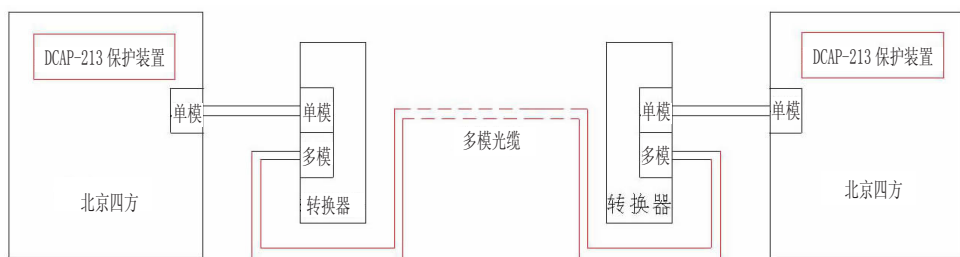


图 4 单模光端保护装置与多模光缆的转换衔接

(新的四方光差保护的光端接口为单模口,而光纤通道为多模光纤,应用单模多模转换器加设在四方保护光端口与多模光缆之间,实现单模与多模的光纤转换)

(5)数据测试,回路联动试验。

·经两套不同厂家保护装置串接后进行电流采样回路采样测试,测试结果:电流采样及动作值的误差值均小于 0.2%,满足规

程标准要求,测试结果合格。

·经过单模多模转换后进行光纤通道通讯测试,测试结果:将光通道自环控制字分别设为“0”和“1”进行试验,通道正常,测试

合格。

·经两套不同厂家保护装置衔接跳闸出口回路的出口传动测试,测试结果:差动保护定值每相 1.05 倍动作与 0.95 倍不动作检测,传动结果正常。

(6)送电后的相量测试。

线路送电带负荷后进行相量测试、差流测试,测试结果:线路两侧电流角度差为

180° ,两侧电流的差流为 0.01A,测试结果合格。

具体实施如图 5 ~ 图 10 所示。

3 改进后的效果

项目改进实施后投入运行已超过一年,运行稳定,解决了开闭所 1# 进线光差保护损坏后无备件而面临的无主保护问题,以及



图 5 10kV 开闭所 1# 线装设在开关柜柜面的紫光光差保护装置 DCAP3111



图 6 新增设安装在开关柜二次小室内的四方光差保护装置 CSC-213



图 7 应用单模、多模光纤转换器实现光纤通道

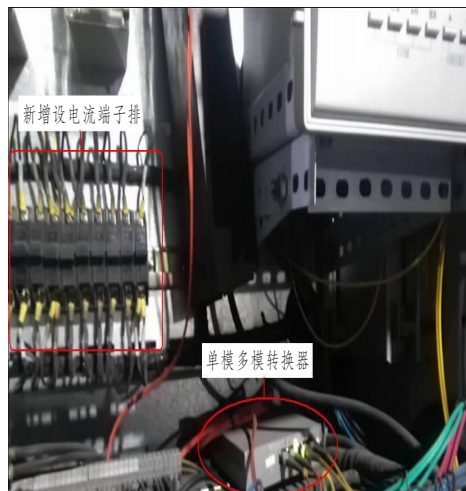


图 8 在二次小室内增设电流端子排、单模多模光纤转换器



图9 新增设四方保护装置的安装及两套保护装置的二次回路改进、配线

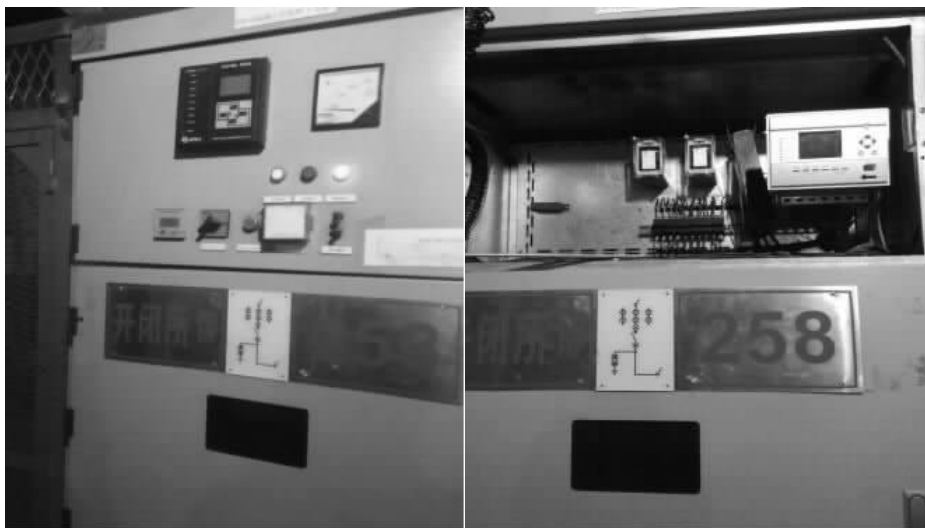


图10 完成电流串接、跳闸回路并接、单模多模转换,调试正常,投入运行

保护误动、拒动的隐患,保证了二降压开闭所一段母线所带分路的安全运行,避免了事故波动、扩大的严重后果。本次改进采用了不同厂家保护装置的电流采样回路的组合、不同厂家的保护跳闸出口回路的组合、不同厂家的主保护装置与后备保护及测控装置的组合、新的单模光端保护装置与旧的多模光缆的衔接转换,同时利用了手头现有的保护装置及备件进行组合改进实施,节约了备

件购置、重新设计、开孔、配线等费用及改造所需的停电时间,实施后运行稳定,效果良好,为解决这类棘手问题开辟了一条新的思路。消除了因微机保护插件损坏、无备件而引发的保护误动或拒动的严重隐患,避免了电网的大面积失电及波动事故,保证了电力系统的安全运行,保证了诸多重要生产线的稳定运行,有着显著的安全效益和经济效益。

可编程控制器 S7-400 在电炉系统中的应用

炼钢二厂 祁少阳

摘 要 本文介绍 S7-400 在二钢电炉系统中的配置、应用及特点。并对 PLC 系统程序结构以及生产过程中对程序采取的优化措施进行了剖析。

关键词 可编程控制器 ArCOS NT 功能块 工业组态软件

1 电炉自控系统概述

2006 年 7 月太钢 2 座 160t 电炉系统投产,作为不锈钢炼钢的重要设备,其运行的安全性主要取决于主控系统的可靠性、实时性和稳定性。二钢电炉系统采用的 SIMATIC S7-400 可编程控制器系统是从德国西门子公司全套引进的,具有可靠性高、抗干扰能力强、模块化结构设计、编程调试扩充功能方便、网络拓扑能力强等特点。

电炉自控系统主要包括:加料系统、高压系统、ArCOS NT 电极调节系统、液压系统、炉壁枪系统、底吹系统、石灰喷吹系统、氧枪机械手系统、汽化冷却系统、测渣枪系统、喷补机系统等。过程控制采用电气控制、仪表控制和计算机自动控制三电一体集中控制,提高了控制的安全性和可靠性。其中 1 套电炉自控系统由 3 套 S7 400 站、3 套 S7 300 站、21 套 ET200M 远程站、8 套 6ES70 变频器、1 套 MM440 变频器组成,通过 ProfibusDP 现场总线实现数据传递,又通过以太网实现计算机 HMI 系统与 PLC 间数据通讯。

2 电炉自控系统配置

2.1 系统硬件配置

二钢电炉一级基础自动化系统是直接面向生产过程,完成生产过程的程序控制和联锁控制,并直接监视各个生产设备的运行状态,它是保证工艺设备正常运行的关键。采用 SIMATIC S7-400 中央控制单元微处理器 CPU416-3DP,PS407 10A 电源容量大确保 PLC 系统正常工作;CP443-1 是用来控制工业以太网 (ETHERNET) 之间的通讯;ET200M 远程 IO 接口模板,用于 Profibus-Dp 现场总线与各自的 CPU 通讯;数字量输入输出模板、模拟量输入输出模板用于现场信号与 PLC 之间的联系;工业以太网用于公共 PLC 与加料 PLC、ArCOS NT 电极调节系统、二级系统以及 HMI 服务器间的数据通讯;PROFIBUSDP 网用于 PLC 与现场远程 IO 站的数据通讯。各个工位再通过 HP2524 的标准以太网交换机形成 HMI 级的光纤环网结构,每个工位采用两台冗余的机架式 HMI Sever 服务器将自身的 PLC-Network 和 HMI-Network 连接起来,通过 HMI Client 操作终端对各自的基础自动化级 PLC 进行控制,操作员站工业画面组态软件采用 INTOUCH 系统。

2.2 电炉基础自动化系统组成

电炉基础自动化系统(L1)硬件由 4 台

壁、炉门机械手氧气阀站、石灰喷吹系统、炭粉喷吹系统、主控台、出钢控制台、钢渣车等。

技术参数见表 2。

3 电炉自动控制系统主要控制功能

3.1 电炉公共系统

主要完成电炉炉体倾动、门型架旋转、炉盖升降、狗窝门控制、加料旋转流管控制、氧枪机械手控制以及钢渣车系统以及冷却水系统流量、压力的相关安全连锁。

对电炉本体倾动的操作可以在炉后操作台、控制室主控台、炉前维护操作箱操作，同时只有一个操作台可以操作。

表 2 远程 I/O 采用西门子 ET200M

名称	模板类型	订货号
ProfibusDP 通讯模板	ET200M	6ES7 153-2BA02-0XB0
32 路数字量输入模板	DI32 × 24VDC	6ES7 321-1BL00-0AAO
32 路数字量输出模板	DO32 × 24VDC/0.5A	6ES7 322-1BL00-0AAO
8 路模拟量输入模板	AI8 × 12Bit	6ES7 331-7KF02-0ABO
4 路模拟量输出模板	AO4 × 12Bit	6ES7 332-5HD01-0ABO

3.2 钢渣车系统

钢、渣车系统分别采用 SIEMENS 6SE70 系列装机装柜型变频器进行控制。控制方式设计为本地操作箱手动控制模式和 PLC 自动控制模式。

3.3 合金加料系统

在电炉炼钢生产中,合金主要用来调节钢水的温度和成分,二者决定不锈钢钢水的品种和质量。其控制方式分为一级操作模式和二级操作模式。二级操作模式:当 HMI 画面上选择 [COMPUTER] 按钮后,PLC 会认为操作模式选择二级操作模式,这时在二级画面上选择发送设定值后,二级经过数据模型计算后的数据会自动传到一级,传输的数据

全部保存在 PLC 的 DB 块 DB701 中,这些数据包含三个 COUNTER (物料属性信息、高位料仓信息、加料清单信息),发送后的数据 PLC 会进行整合,配合加料清单找见对应的料仓,根据物料的优先级制定下料计划,保存在 DB49 中,如图 2、图 3。点击 [VALUEOK]就可以自动称料了,可见其自动化程度。

3.4 电极调节系统

专门为电炉冶炼不锈钢而全套引进 SIEMENS VAI 公司具有世界先进水平的自动控制系统,主要使用 35kV 高压,通过电炉 140MVA 变压器转化为二次电压 735V 至 1325V、最大二次电流为 80kA,电流经大

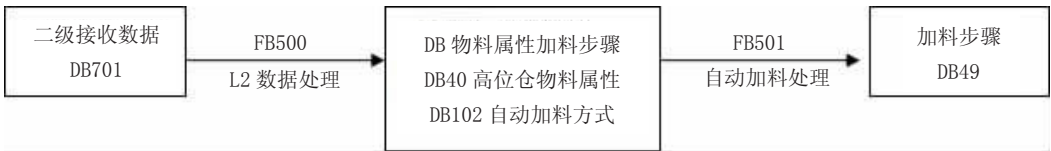


图 2 加料程序流程

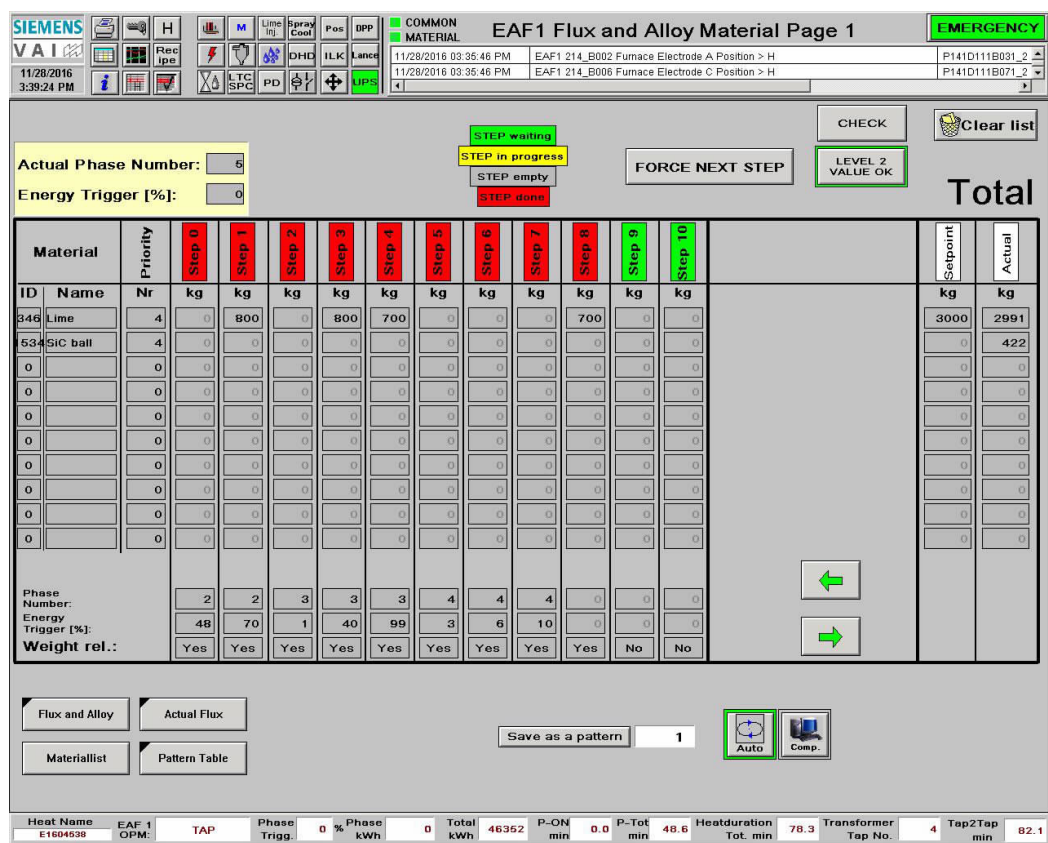


图 3 自动加料步骤

电流系统、水冷电缆以及到导电横臂、石墨电极为电炉负载供电,通过电极调节系统控制,以获得恒定的电流稳定性、电弧稳定性,降低了三相功率的不平衡度。

3.5 高压系统

包括变压器、电抗器、高压开关柜、变压器有载调压开关(18 档)、电控器有载调压开关(5 挡)隔离 / 接地开关、二次短网,如图 4 所示。

3.6 生产过程中对程序采取的优化措施

网络部分:新增炉壁枪系统、底吹系统、测渣枪系统的通讯接口,PLC 设备采用以太网单边通讯原则进行优化,确保在不影响生产的情况下进行,保证数据的准确性;现场新增远程 I/O 站,全部采用 PROFIBUS DP

通讯;一级、二级分层级进行布局;Profibus-DP 现场总线不同的子网通过 Repeater 中继器进行连接。

程序部分:根据生产工艺的要求增加了与二级系统通讯的接口程序;为了保证电炉的安全运行,PLC 程序中完善了必要的、可靠的安全联锁及工艺联锁控制功能。

4 软件功能

电炉 PLC 系统软件使用 STEP 7 V5.5, 采用的编程语言分别为语句表(STL)和功能块(FBD)、高级语言。

电炉 PLC 用户程序是由组织块 OB1 程序功能调用,其程序结构如下: FC2 冷启动标准功能块;FC3 重启组织块;FC4 循环启

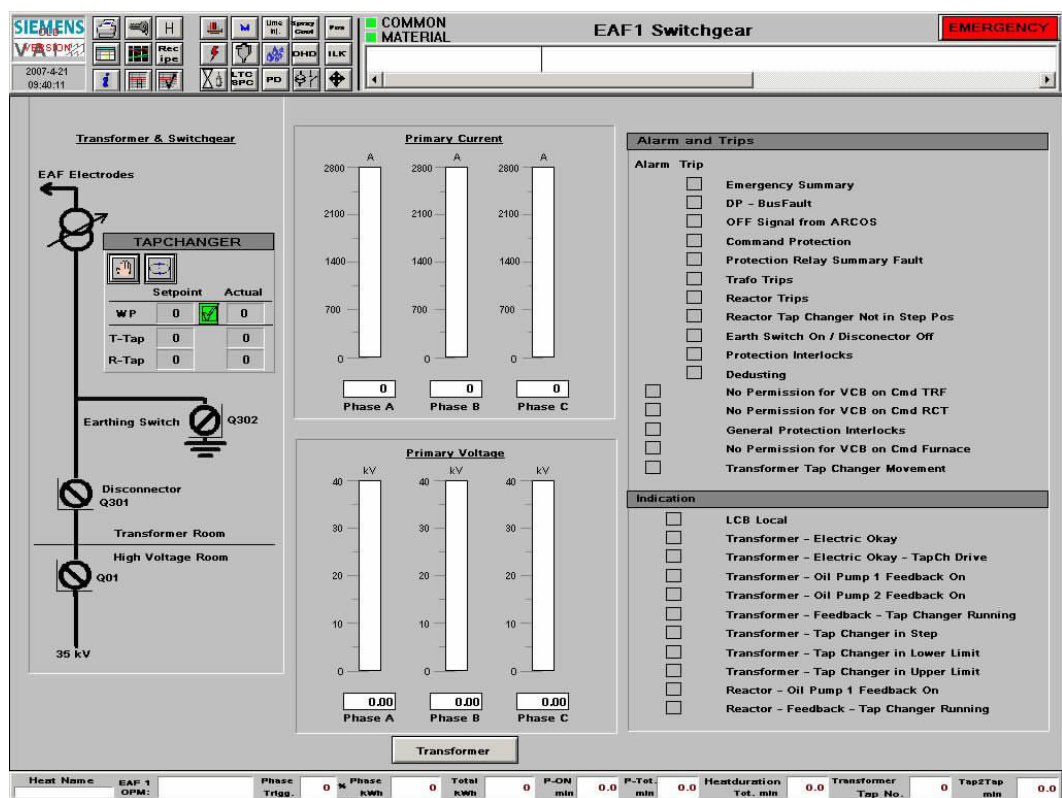


图4 高压系统

动标志块;FC5 输入模拟功能块;FC6 用户程序调用块;FC7 与现场触摸屏的通讯块;FC8 模拟输出功能块;FC9 循环结束标准块;FC121:6SE70 变频 PP04 标准通讯驱动控制块;FC122:6SE70 变频 PP04 标准通讯状态字 HMI 画面显示功能块;FC123:6SE70 变频 PP05 标准通讯驱动控制块;FC124:6SE70 变频 PP05 标准通讯状态字 HMI 画面显示功能块;FC153:模拟量输出功能块;FC158:变频器速度给定选择功能块;FB25:T&R 型编码器 DP 通讯块;FB1:连续 PID 调节控制功能块;FB11:单方向电机驱动功能块;FB12:标准电磁阀控制功能块;FB13:标准翻版阀控制功能块;FB14:标准模拟量输入读取功能块;FB30:SICK 激光测距仪 DP

通讯功能块;FB42:步进式 PID 调节控制功能块;FC1111:以太网数据发送功能块;FC1112:以太网数据接收功能块。

5 结束语

SIMATIC S7-400PLC 可编程控制器自 2006 年 7 月太钢电炉投产以来,运行效果良好,系统稳定可靠,为电炉正常生产、降低不锈钢冶炼成本做出重大贡献。

参考文献

- [1]西门子可编程控制器编程手册.西门子公司.
- [2]西门子可编程控制器硬件手册.西门子公司.
- [3]炼钢电弧炉设备与高效益运行.冶金工业出版社.

十降压 110kV3# 中频炉变 35kV 侧电缆故障分析及处理措施

能源动力总厂 唐海霞

摘 要 本文简述了我厂十降压 3# 中频炉变 35kV 侧电缆故障过程,进行了原因分析,提出了故障处理、改进措施。

关键词 电缆故障 绝缘 单相接地 零序过压

1 十降压 3# 中频炉变 35kV 侧电缆故障过程简述

在 2016 年 11 月 3 日晚,西门电缆隧道内有电缆放电冒烟报警,确定是十降压 110kV 3# 中频炉变 (173/313)35kV 侧出线电缆发生故障导致,运行人员拉开 110kV 3# 中频炉变(173/313)两侧开关,等待故障处理。

2 十降压 3# 中频炉变 35kV 侧电缆故障原因分析

2.1 保护配置、动作情况分析

十降压 110kV 3# 中频炉变(173/313)容量为 63MVA,设有差动保护(差动速断 6Ie、制动系数为 0.15 的比率差动)、非电量保护(本体重瓦斯、有载重瓦斯、压力释放)、高后备保护(复压过流 I 段 2.5A / 500A、2s,间隙过流 2.5A /100A、0.5s,间隙过压 150V、0.5s)、低后备保护(复压过流 1 段 8.8A / 2640A、0.6s,复压过流 2 段定值 5.3A/1590A、1 时限 1.3s、2 时限 1.6s),35kV 侧馈出线设有两段过流及加速段保护(过流 1 段 7A/2100A、0.3s,过流 2 段 3.5A/1050A、

1s,过流加速段 3.5A/1050A、0.1s)。

十降压 110kV 3# 中频炉变(173/313)35kV 侧为非直接接地系统。

上述保护在 110kV 3# 中频炉变 (173/313)35kV 侧出线电缆故障时均没有动作,确定电缆故障类型不是相间短路,而是单相接地。

2.2 故障现场实况、现象

故障现场 3# 中频炉变(173/313)35kV 侧每相实配有 2 条共 6 条单芯电缆(共桥架),其中 4 条电缆的绝缘有不同程度损坏(见图 1),有 1 条电缆绝缘损坏严重,存主绝缘受损点即接地点,其余 3 条电缆均属外绝缘护层损坏。这些现象与通过保护动作情况得出的结论相符。

2.3 电缆绝缘损坏原因分析

(1)故障电缆所在桥架较高,其下侧是加工厂传动皮带,传动皮带行进过程中引起桥架震动,使桥架与电缆间产生相对位移,桥架横担和与其直接接触电缆外皮间产生滑动摩擦力,此摩擦力值在桥架的转角横担处最大,又因转角横担本身有棱角、毛刺,造成此处电缆运行状况最恶略,最终导致 1 条电缆主绝缘损坏。



图1 电缆绝缘损坏情况

(2)故障电缆所在桥架地网与降压站地网没有连网,单相接地故障发生后,故障电缆对电缆桥架放电,使其带有约 20.2kV 电压,而电缆外护铠甲均接地,这导致与桥架直接接触的三条电缆外绝缘护层承受严重过电压,因此造成 3 条非故障电缆外绝缘护层损坏。

3 处理措施、改进方案

3.1 修复故障电缆、改善电缆运行条件

(1)将主绝缘受损的单相接地电缆锯断后重做电缆中间头,同桥架 3 条外绝缘护层损坏电缆烧损部分进行绝缘保护处理,按标准进行 0.1Hz 耐压试验,2.1U₀,5min,试验结果合格。

(2)在电缆故障位置下侧支架上加铺绝缘垫以减少摩擦。

(3)将此桥架地网与降压站主接地网相连,实测桥架接地电阻(约为 0.7Ω)符合要求($\leq 4\Omega$)。

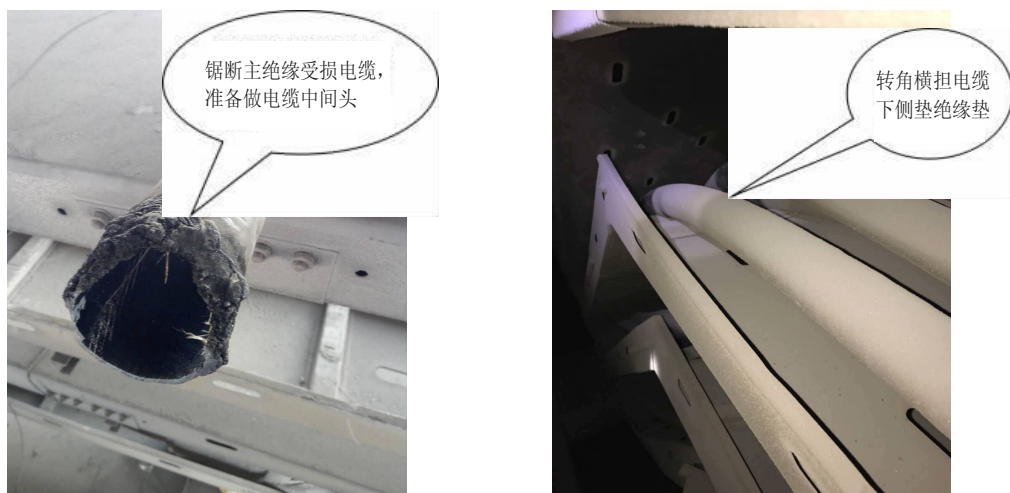


图2 修复故障电缆情况

修复具体情况如图 2 所示。

3.2 在 35kV 侧增设零序过压保护

(1) 35kV 侧系统属不接地系统, 按规定允许单相接地故障持续运行 2h, 没有装设零序保护要求, 可目前随着系统电缆出线的增多, 正常运行时电容电流很小, 故障时单相接地电容电流却很大, 但尚不足以达到继电保护动作值, 又因此处系统并未安装消弧线圈, 接地点电弧不能自行熄灭, 如出现间歇性电弧接地时, 产生弧光接地过电压, 不仅会接连击穿电网中的绝缘薄弱环节, 且对

所在电网绝缘都有很大破坏。此外, 单相接地电容电流过大, 易引起电缆着火, 该电流流入大地后由于接地电阻的原因, 使整个接地网电压升高, 又会危害人身安全^[2]。

故决定在 35kV 线路保护屏内增设零序过压保护, 使单相接地故障发生时线路侧开关能自动跳闸, 减少故障持续时间, 降低前述风险。

(2) 设计零序过压回路原理图(图 3), 施工完成零序过压保护动作回路(图 4), 整定动作值(50V, 1.5"), 保护传动动作正确。

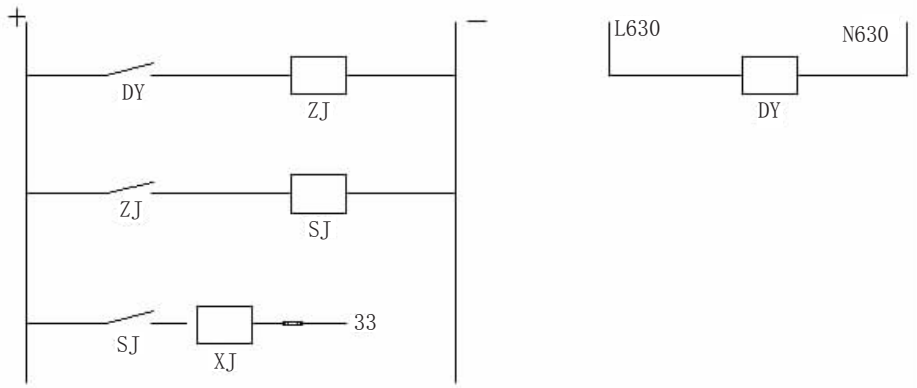


图 3 零序过压回路原理图



图 4 完成零序过压保护动作回路施工情况

(3) 更换 35kV 线路保护屏内压板投切状态表, 运行值班人员可以据此核对保护压

板投退是否正确, 避免误投、漏投而导致运行安全隐患(图 5)。



图 5 更换 35kV 线路保护屏内压板投切状态

4 结束语

以上, 即为我厂十降压 3# 中频炉变 35kV 侧出线电缆从故障出现、分析直至采取措施进行处理、改进的整个过程, 希望能给相关人员提供些许借鉴, 共同提高电网运行的可靠性, 为各级用户提供更优质电能。

[参考文献]

[1] 华北电网有限公司, 电力设备交接和预防性试验规程. 中国电力出版社, 2008 年.

[2] 鲁铁成. 电力系统过电压. 水利水电出版社, 2009 年.

太钢八年回收利用废酸 85 万吨

2008 年 12 月以来, 太钢先后建成的两套硅钢盐酸处理装置和四套废混酸处理装置都取得了明显效益, 太钢废酸全部实现循环利用, 八年回收利用废酸 85 万 t, 收到可观的经济效益和环保效益。

钢铁企业在生产过程中, 处理钢材轧制退火后表面的氧化皮、铁屑、钢末等残留物, 均采取酸洗的方式, 酸洗后的废液被业界称为废酸。过去, 许多大型钢铁企业采用中和处理的方式处理这些废酸, 在处理过程中需要消耗大量的烧碱、石灰, 会产生大量的含铁污泥, 对水系统造成较大影响, 给环境造成二次污染。

2008 年, 太钢开始启动废酸再生和混酸再生项目。2008 年及 2014 年太钢在冷轧硅钢厂先后建成两套国际上最先进的硅钢盐酸再生装置, 处理能力均为 3.5m³/h, 实现了硅钢酸洗废盐酸的全部回收再生利用。目

前已回收盐酸 23.6 万 t, 回收高品质氧化铁粉 4.7 万 t, 节约石灰 6.2 万 t, 减少污泥外运量 30.8 万 t。

2009 年, 太钢在不锈钢冷轧厂建成了三套世界上处理规模最大的废混酸再生装置, 采用了世界上最先进的喷雾焙烧法工艺技术。2015 年, 该厂再建一套废混酸再生装置。目前四套废混酸再生装置回收再生酸 61.7 万 t, 回收铁粉 3.5 万 t, 减少污泥外运量 54.8 万 t。不锈钢冷轧厂每年减少采购新氢氟酸 1.45 万 t、硝酸 1.24 万 t。

太钢废酸再生和混酸再生项目建成投运后, 钢板酸洗后的废盐酸和废混酸全部实现回收利用, 其中的铬、镍、铁等金属元素也全部回收利用, 不仅降低了生产成本, 还实现了环境效益、经济效益和社会效益, 为推动太钢循环经济节能减排绿色发展注入了新的活力。
(摘自相关报道)

台车式燃气热处理炉仪表与电器控制系统设计

矿业分公司 王居娥

摘 要 本设计以台车式燃气热处理炉为研究对象,针对其动态特性和生产工艺要求,设计台车式燃气热处理炉仪表与电器控制系统。本设计采用了仪表和 PLC 复合控制系统进行控制,设计方案正确、可行,可保证控温精度,炉内温度均匀,运行稳定、可靠,克服以往热处理炉控温过分依赖操作经验,控温速度慢、精度低、均匀性差的缺点,工作过程全自动化,提高了产品的产量和质量,降低了能耗。

关键词 台车式燃气热处理炉 仪表 PLC

1 前言

工业热处理炉是工业生产中的重要设备,在冶金工业加工过程中,热处理炉有着广泛的应用。热处理炉的主要任务是加热金属工件,它不但要保证生产率及实现既定的工艺参数(加热温度、加热速度、温度的均匀性、炉膛气氛的成分等),满足工件的技术要求,而且还应能控制炉内热交换过程,降低热损失,节省能源,降低加热成本^[1]。热处理炉是冶金及机械行业常用的热处理工艺设备。一般来说,热处理工艺多是冶金及机械产品的最后处理工序,它的处理效果将直接影响产品的质量。近年来,随着工业迅猛的发展,对金属材料的性能提出了更多更高的要求,因而热处理技术也向着优质、高效、节能和无公害的方向迅速发展。台车式燃气热处理炉(加热炉)在重工业的热处理生产过程中起着重要的作用,它要在严格的工业条件下操作才可以保证工件的质量,减少烧损,节约能源。随着工业炉技术的不断发展,许多新技术的应用使台车式热处理炉在炉

型结构、炉内供热方式、炉内热流控制和温度控制方式上发生了根本的变革,使台车式热处理炉的控温精度、热效率、自控操作水平和环保要求都达到了国际先进水平,这些新技术主要有:

(1)采用蓄热式燃烧技术,或采用由高速调温自控烧嘴组成的燃烧系统;

(2)耐火高铝纤维炉衬,或高铝质耐火浇注料和耐火高铝纤维炉组合炉衬;

(3)自动压紧的炉门和全密封的炉体结构;

(4)大型台车电动执行结构;

(5)计算机控制各项的温度、压力、调节和报警系统^[2]。

2 设计思路

本设计以燃气台车式热处理炉为研究对象,针对其控制系统性能的现状,提出问题,分析原因,制定了新的结构设计方案,解决系统的快速性、稳定性及炉温控制的精确性、均匀性等问题。针对以往工件热处理过程中,热处理炉的仪表和电器控制往往需要

人为进行操作,而在保温过程中不能保证控制精度、炉温均匀,密封装置也不能达到要求,以至于加工出来的产品达不到足够的强度。本设计采用了先进的控制结构和方法对热处理炉进行更精确的控制,其设计的主要目的是使炉温温度达到均匀,提高热处理炉的可靠性、稳定性,缩短生产周期,从而提高生产效益。设计的主要工作是由仪表和 PLC 复合控制系统完成炉内各项参数的控制,从而提高热处理炉的可靠性、稳定性、快速性和炉温均匀性等。

随着生产过程工艺水平的提高,对热处理炉温度控制过程质量的要求也越来越高,除要有较高的控温精度外,还要能对温度的上升速度及下降速度进行较灵活的控制,显然采用常规仪表方法难以满足这些要求。近年来,国内在热处理炉控制技术方面有了很大的提高,最明显的就是在控制结构上引进了 PLC 控制系统、集散控制系统以及现场总线系统。PLC 是以微处理器为基础,综合了计算机技术、自动控制技术和通信技术的一种新型的、通用的自动控制装置。它有体积小、功能强、可靠性高、使用灵活方便、易于编程及适应工业环境下应用等一系列优点,近年来在工业自动化、机电一体化、传统产业技术等方面应用越来越广,成为现代工业控制三大支柱之一。PLC 的最终目标是用于实践,提高生产力。如今,应用 PLC 已经成为世界潮流,PLC 将在我国得到更全面的推广和应用^[9]。PLC 之所以取得高速发展和广泛应用,除了工业自动化的客观需要外,主要还是由于其本身具备许多独特的优点,较好地解决了工业控制领域中普遍关心的可靠、安全、灵活、方便、经济等问题。

3 台车式燃气热处理炉控制系统单元设计

3.1 炉内温度控制系统设计

3.1.1 炉内温度分区控制

根据炉子的特性和工艺要求,台车式燃气热处理炉温度控制系统采用四区控温,保证炉内温度均匀。炉内侧墙共安放 10 个烧嘴,单侧 5 个烧嘴相对布置,将其从炉头到炉尾纵向分成四个温区,区顶部各有一个控温点;位于第四区的炉尾,由于烟气带走的热量较多,因此该区由两对烧嘴来保证该区的控温效果,其余各区均一对烧嘴。控温采用时间比例算法,每一温区由一台欧陆表完成该区的程序控温。主煤气流量根据设定温度的变化采用电动执行器连续调节。主管道空气流量采用变频风机连续调节,空气流量大小由煤气量决定,并由 PLC 控制。

3.1.2 煤气总量分级控制

热处理炉控温精度和炉内温度均匀性在很大程度上取决于主煤气流量是否满足要求。煤气流量过大,无法实现低温控制;煤气流量过小,高温上不去。主管道煤气给定量受很多参数影响,控制过程存在着大量的不确定因素,如炉内温度、室外温度、煤气压力等,但主要与炉内设定温度和煤气压力有关,即煤气压力与设定温度决定主煤气流量。煤气总量根据温度分级控制,主管道煤气总量由 PLC 控制,根据炉内温度要求,采用连续调节主管道煤气阀位,实现煤气给定流量的动态控制,保证高温段和低温段控温精度和良好的动态特性。为了保证欧陆表和 PLC 在时间上同步执行各自的程序,由欧陆表为 PLC 发出升温 and 恒温的同步信号,实现主煤气流量和各区温度同步闭环控制。

3.1.3 控温系统硬件结构

控温系统的硬件结构主要包括 PLC、欧陆表、调节阀、快切阀和热电偶。台车式热处理炉的主管道煤气流量由 PLC 完成,通过连续调节主管道煤气阀位,实现煤气给定流量的动态控制。鼓风机的高压空气,经主管

路、流量孔板、手动蝶阀送到各烧嘴。主空气流量由 PLC 通过调节风机的变频器,实现主空气流量控制。空气和煤气混合比由计算通过 PLC 实现。在整个炉温控制过程中,由四只热电偶采集炉温,然后把采集到的模拟量信号输送到四只欧陆表 TIC,欧陆表内置时间比例控温程序,控制烧嘴快切阀,PLC 根据工艺曲线上的设定温度连续调节主管道煤气阀位,实现煤气流量的动态控制,从而实现对炉温的控制。为了保证欧陆表和 PLC 在时间上同步执行各自程序,可通过设置由欧陆表向 PLC 发出升温和恒温同步信号,实现主煤气流量和各区温度同步闭环控制。

3.2 炉门控制系统设计

3.2.1 炉门升降及限位控制

炉门升降控制在现场和操作室都可以操作。炉门升降与台车运动互锁;炉门升降与炉门密封电磁阀互锁。只有当炉门密封电磁阀释放后,才可以对炉门操作。

炉门上升的条件是:在电机正常工作的条件下,炉门热继电器 FR3 吸合;台车不工

作则常闭触点 4C、5C 吸合;炉门不密封则常闭触点 6C 吸合。启动炉门上升开关,电动卷扬系统启动,常开触点 2C 吸合,炉门开始上升,当炉门上升到最高位置时,上升限位开关断开,炉门停止上升。炉门下降同理。

3.2.2 炉门密封控制

炉门升降与炉门密封电磁阀互锁。当炉门升降系统工作时,炉门密封系统被破坏。如果炉门密封,炉门升降系统将停止工作。

3.3 台车控制系统的设计

3.3.1 台车进出及限位控制

台车工作的条件:在电机正常工作条件下,台车热继电器 FR4 吸合;炉门升降系统不工作,常闭触点 2C、3C 吸合;炉门不密封,常闭触点 6C 吸合。启动台车前进开关,常开触点 4C 吸合,台车开始前进,当台车前进到限制位置时,前进限位开关断开,台车停止前进。台车后退同理。控制原理如图 1 所示。

3.3.2 台车密封控制

台车密封是否可靠是台车式热处理炉设计的关键。在本设计里,台车进退与炉门

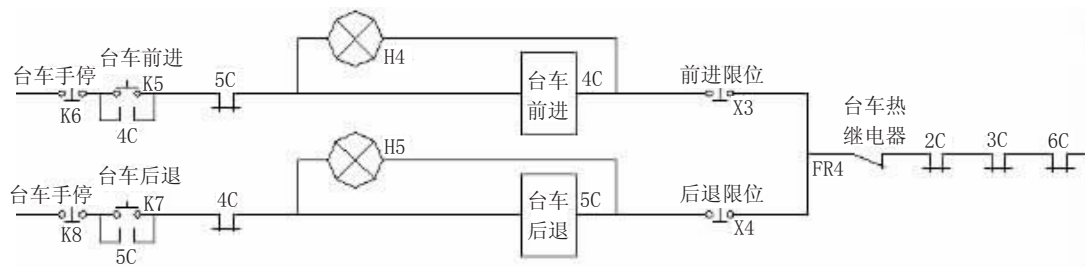


图1 台车进出及限位控制系统图

密封电磁阀互锁。当台车工作时,炉门密封系统被破坏,炉门不能密封。炉门密封时,台车进退系统不工作。台车的密封结构有效地降低了炉体和台车结合部的散热损失。

3.4 台车炉门及密封互锁控制

炉门密封控制在现场和操作室都可以操作。由电磁阀控制液压装置实现炉门密

封。炉门密封控制、炉门运动控制及台车运动控制互锁。只有炉门下降到最下端停止后,炉门下降限位常开触点吸合,炉门密封才有效。只有炉门停止运行,炉门密封释放的条件下,台车控制操作才有效。

3.5 点火控制系统设计

在控制柜上启动点火主阀,点火继电器

常开触点吸合,点火电磁阀工作,将点火煤气送入烧嘴。控制原理如图 2 所示。

3.6 炉内压力控制系统设计

炉膛压力影响炉内温度均匀性、燃料消

耗和氧化烧损,因此必须对炉膛压力进行控制。炉内压力对不同加热工艺的加热质量影响很大,通过对炉内压力的有效控制,可获得稳定的炉内温度场,引导热流的方向,因



图2 点火控制系统图

而提高了热处理的质量,并且能有效节约能源。

炉内压力通过微压变送器进行检测,断续调节高温电动烟道闸板的方式实现炉压自动控制,由PLC完成。炉内压力过大造成向外喷火,浪费能源;压力过小造成炉外冷气吸入,降低炉温,也浪费能源。所以要把炉内压力控制在比炉外大气压略高一点的微正压。如果炉内压力过高,控制器控制使电

机正转,烟道闸阀上升,烟道流通量增大,从而使炉内压力降低。每隔一分钟检测炉内压力大小,如果压力仍高,继续控制电机正转,烟道闸阀上升,直到炉内压力恢复正常状态。压力过低,则控制电机反转,烟道闸阀下降,原理相同。控制原理如图3所示。

3.7 报警控制系统设计

在工业生产过程中,由于操作不当或设备故障等原因,各种过程参数会超出正常工

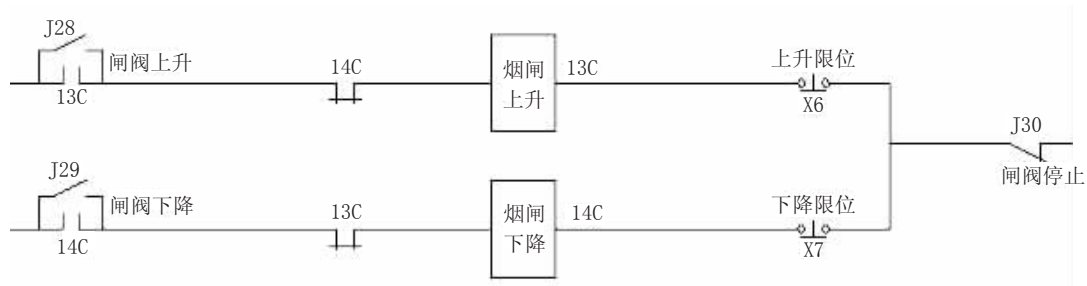


图3 压力控制系统图

作范围,为了及时发现越限的过程参数,须要设置信号报警控制系统,其主要目的是安全生产。因此,对信号报警控制系统需有与一般控制系统不同的要求。

计算机上的报警提示内容包括炉内四区温度、烟气温度、空气预热温度、空气压力(低于2000Pa)、煤气压力(2500Pa)、空压机低压(0.2MPa)。操作柜上的报警显示内容包括煤气压力低、空气压力低、空压机低压、煤气泄漏。当出现下列情况之一时,自动产生

报警信号及进一步的停炉操作信号:煤气主管道压力低于1000Pa时、空气主管道压力低于1500Pa时。停炉时,自动关闭煤气管道总快切阀和烧嘴快切阀,但不关闭鼓风机和引风机。控制原理如图4所示。

4 设计总结

本设计从工程实际出发,以台车式燃气热处理炉为研究对象。台车式燃气热处理炉在控制炉温、炉压上采用自动控制系统。台

《太钢科技》投稿指南

《太钢科技》是太原钢铁(集团)有限公司根据党和国家的政策、法令创办的,经山西省新闻出版局批准备案的科学技术刊物。主要刊登太钢矿山、耐火、焦化、炼铁、炼钢、连铸、轧钢、锻造、理化检验、能源、机械、土建、计控、自动化、环保、安全等专业以及科研、工艺质量攻关、产品开发、技术开发和技术管理等方面的试验研究、科技成果、技术总结、综合评述和经验介绍等。

《太钢科技》由太钢技术中心主办,太钢技术中心科技信息室编辑出版,发往全国冶金企事业单位、冶金科研院所、大专院校和太钢各单位、部门,是太钢广大科技工作者交流经验的园地和展示成果的窗口。为加强对刊物的科学管理,适应太钢发展的新形势,使本刊编排格式标准化和科学化,现介绍本刊投稿方面的一些事项。

1 稿件要求

(1)来稿要求观点明确,论据充足,论述简练,语句通顺,图形文字要妥善加工,资料数据务求核实准确。稿件内容涉及保密诸事项,请作者严格把握,投稿前须经作者单位保密审核。

(2)正文(含图表)以 3000~6000 字为宜。

(3)来稿的文字、数字、计量单位和符号务必按照有关国家标准和法规书写清楚,计量单位和外文大小写区分清楚。

(4)稿件要求提供电子版,通过太钢科技创新与科研管理系统(<http://tims.tisco.com.cn>)在线投稿,每个单位技术部门设有端口,或通过邮箱投稿。

2 稿面要求

2.1 题名(标题)

文章的题名要求简明扼要,概述全篇。

(1)题名的字数一般控制在 20 个汉字以内。

(2)一般不设副题名。

(3)题名中应尽量避免使用非公知公用的缩略词、字符、代号和公式等。

2.2 作者

(1)文章署名是作者文责自负和拥有版权的标志。

(2)文章的作者应署个人真实姓名,并附所在单位全称。作者就是文章的起草、修改和定稿者,一般 1~3 人。

2.3 摘要

国家标准规定,摘要是报告和论文的内容不加注释和评论的简短陈述。

(1)摘要一般应说明研究工作的目的、方法、结果和最终结论。以不超过 200 个汉字为宜。

(2)摘要应采用第三人称,具有独立性,一般不用图表和非公用符号或缩写略词。

2.4 关键词

(1)关键词是将文章中起关键作用,最能说明问题的、代表文章内容特征的或最有意义的词选出来,以供微机检索。

(2)一般标引 3~8 个关键词。

2.5 前言(引言)

文章的前言是简要说明研究工作的目的、范围、相关领域的前人工作及知识空白、理论基础及分析、研究设想、研究方法、实验设计、预期结果和意义等。

字数控制在 400 个汉字以内为宜。

2.6 正文

正文写作应做到实事求是、客观真切、准确完备、合乎逻辑、层次分明和简练可读。

2.6.1 文内标题层次

(1)正文层次标题力求简短,一般不宜超过 15 个汉字。

(2)各层次一律用阿拉伯数字连续编号,不同层次之间用圆点“.”相隔,最末数字后不加标点符号,空一字距排标题,一律左满格。

(3)在一个自然段内分项述,一律用(1)···、(2)···、(3)···、……编号。

(4)文内层次不宜过多,一般 3~4 级。

2.6.2 表格

(1)表格应有表序和表题。

(2)表题要确切,不宜超过 15 个汉字。

(3)表内各栏参数应标明单位,若所有栏或多数栏内单位相同,可将相同单位标注在表的右上角,个别不同者注在有关栏内。

(4)表内数字一律用阿拉伯数字上下对齐,同一栏内有效位数应一致。

(5)表内不设“备注”项,如需注释,可列在表下方,表内用“*”注明。

2.6.3 插图

(1)插图包括线条图与照片,一定要精选,避免与文字和表的内容重复。

(2)插图应有图序和图题。

(3)图题应简短准确,一般不宜超过 15 个汉字。

(4)线条图应比例适当,粗细均匀,线条清晰。

(5)图形要求清晰、美观且大小适中。

2.6.4 计量单位

文稿计量单位和书写符号一律采用国家法定计量单位。

2.6.5 数字用法

(1)凡是可以使用阿拉伯数字而且又很得体的地方,均应使用阿拉伯数字,如 2800t 而不用二千八百吨。

(2)年份使用公元纪年,不能简写,如 1998 年不能写成 98 年。

2.6.6 外文字母书写规则

应特别注意外文字母的正斜体、大小写、黑白体、上下角标(高低位置明显)以及单词的移行。易混淆的希腊字母和罗马字母,如 α 与 a, ρ 与 P, β 与 B 和 μ 与 u,必须分清。

2.7 结论

报告和论文最终的结论,不是正文中各小段小结的简单重复。结论是根据试验结果分析、判断和推理而形成的总的观点和看法。要求结论应该准确、完整、明确和精炼,避免以试验结果代替结论。

2.8 参考文献

参考文献应附于文本末,只列主要者及作者亲自查阅过的文献或公开出版物,不宜过多。

参考文献在正文中被引用,可采用顺序编码制。文献序号按文中出现的先后顺序,用阿拉伯数字加方括号标注于正文涉及的地方或所指引部分的右上角。

3 其他

(1)来稿必须执行太钢有关的保密制度。

(2)编辑过程对来稿有删改权,如不愿意者请声明。

(3)稿件刊用与否均不退回。

(4)来稿一经刊登,将按《太钢科技刊物稿酬规定》酌付稿酬,并赠送当期杂志一份。

(5)来稿请写明作者真实姓名、详细工作地址和联系电话。

(6)太钢技术中心科技信息室联系方式:
联系电话: 2132206。

E-mail: tgjskw@tisco.com.cn

《太钢科技》热忱欢迎太钢广大科技工作者踊跃投稿,所发表的文章均可作为工程师等职称评定的依据之一。

(太钢技术中心科技信息室)

2017 年《太钢科技》目次索引 (总第 171~174)

矿山·焦化·炼铁

- 高炉瓦斯灰基本特性与磁化焙烧实验研究 仪桂兰 史永林(1-1)
利用冶金渣试制蒸压粉煤灰标准砖研究 何俊廷(2-1)
蒸压粉煤灰砖生产工艺研究 张美霞 李 薇等(2-5)
一种白灰中氧化镁含量的测定方法 张慧月(3-1)
高炉炼铁效率综述 马立遥(4-1)

炼钢·连铸

- 电弧热装铁水对冶炼工艺的影响 王志军 张永亮(1-8)
含钛不锈钢连铸“结鱼”问题分析及改进措施 陈法涛(2-9)
提高含钛不锈钢钛收得率工艺实践 王建昌 张永亮(3-4)
不锈钢板坯修磨工艺研究 闫志伟 班树勋等(3-8)
干法除尘防泄爆操作应用 谢彦明(3-13)
太钢 180t LF 精炼炉的工艺优化 谢彦明(4-9)
转炉炉后脱硫工艺探讨 孙猛林 王志军等(4-13)

压力加工·热处理

- Analysis of the causes of hard descaling behavior of 9Ni steel slab during hot rolling ... 马 瑞(1-16)
550MPa 级高强度耐大气腐蚀钢组织和性能控制 辛建卿 何 晋(1-23)
低碳钢表面氧化铁鳞压入缺陷预防与控制 张怀富(1-28)
不同冷轧变形量下 Mn13 钢的组织与加工硬化机制 张宇斌 张志波(2-13)
冷轧压下率对无取向硅钢织构和磁性能的影响 董爱锋 苗 晓等(2-18)
氧化铁粉中 CaO 杂质的分析与控制 李 慧 韩 晋(2-24)
特殊钢的制造技术历史和基本工艺方法 庞琲骥 庞 河(2-31)
浅析残留乳液对钢板表面质量的影响 张兰芳(2-36)

Strain-Induced Precipitation in Nb+Ti Dual Stabilization Ferritic Stainless Steel	谷 宇(3-17)
不同组份含量及烘干温度对取向硅钢用绝缘涂层性能的影响	胡志强(3-29)
电磁纯铁铆钉端头裂口缺陷原因分析	王新宇(3-35)
低铬不锈钢高频感应焊管试制	张心保 王志斌(3-38)
34CrMo4 钢制高压气瓶在压力测试过程中开裂原因探讨	张宇斌 张志波(4-17)
再结晶组织比例对冷轧无取向硅钢性能的影响	林 媛 张文康(4-22)
在固溶处理和沉淀处理这两种热处理工艺过程中比较低碳微合金	
Nb-V-Ti 钢的热塑性行为	周保仓 姜贵兰(4-28)

其他

模糊控制方法在硅钢、不锈钢热轧带钢尾部活套控制中的应用	张世厚(1-31)
HICON/H ₂ [®] 全氢罩式退火炉 CH 设备功能比对改进分析	谢 璐(1-34)
单偏心推式抱紧外支撑装置	赵秉江(1-42)
大数据 Hadoop 技术的企业应用研究	祁 飏(1-47)
粉末样品的粒度对压片-X 射线荧光光谱法测定炉渣准确度的影响 ...	任维萍 王 琚等(2-45)
方坯修磨机主轴研伤控制与修复分析	赵息平(2-51)
起重机常用卷筒装置的对比及应用	郭延珍(3-44)
液位控制水泵自动抽水方法的探讨	李日清(3-47)
一种冶炼废水处理系统微生物的控制方法	范益春(3-51)
变压器储油柜常见故障研究与分析	赵 勇(3-53)
冷轧废乳化液预处理工艺的研究及改进	张泽林(3-57)
一种不同厂家微机光纤差动保护的组合构建技术	渠天清(4-42)
可编程控制器 S7-400 在电炉系统中的应用	祁少阳(4-47)
十降压 110kV3# 中频炉变 35kV 侧电缆故障分析及处理措施	唐海霞(4-52)
台车式燃气热处理炉仪表与电器控制系统设计	王居娥(4-56)