

550 MPa 级低合金高强钢的试制

张奇, 刘妍, 张秀飞, 路璐

(内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心, 内蒙古 包头 014010)

摘要: 文章详细阐述了 550 MPa 级低合金高强钢的关键试制方案, 包括化学成分、热轧工艺、冷轧工艺、退火工艺。研究了合金元素、生产工艺对产品组织及性能的影响。试制结果表明, 550 MPa 级低合金高强钢微观组织主要由铁素体与弥散分布的 TiC 析出相组成, 其主要强化机制为细晶强化与析出强化。试制钢带屈服强度为 556 ~ 581 MPa, 抗拉强度为 622 ~ 653 MPa, 延伸率为 14.0% ~ 16.5%, 满足相关标准及产品应用要求。

关键词: 低合金高强钢; 细晶强化; 析出强化

中图分类号: U465.11; TG142.33

文献标识码: B

文章编号: 1009-5438(2023)04-0030-04

Trial Production of 550 MPa Grade Low Alloy High Strength Steel

Zhang Qi, Liu Yan, Zhang Xiu-fei, Lu Lu

(Technical Center of Inner Mongolia Baotou Steel Union Co., Ltd.,
Baotou 014010, Inner Mongolia Autonomous Region, China)

Abstract: In the paper, it is elaborated the key trial production plan of 550 MPa grade low alloy high strength steel including the chemical composition, hot rolling, cold rolling and annealing processes in detail as well as studied the effects of alloy elements and production processes on microstructure and properties of products. The trial production results showed that the microstructure of 550 MPa grade low alloy high strength steel was mainly composed of ferrite and dispersed precipitated phase of TiC, its main strengthening mechanisms were fine-grain strengthening and precipitation strengthening as well as its yield strength was 556 ~ 581 MPa, tensile strength was 622 ~ 653 MPa and elongation was 14.0% ~ 16.5%, which could meet the requirements of relevant standards and product applications.

Key words: low alloy high strength steel; fine-grain strengthening; precipitation strengthening

随着行业的发展, 汽车厂家对材料的要求日益提高, 采用强度更高材料替代强度较低的材料实现轻量化是目前汽车工业的发展趋势, 同时高强度钢板切换能够提高汽车的抗变形能力, 进一步增加了汽车的使用寿命和安全性^[1-2]。冷轧低合金高强钢通过添加 Mn、Nb、Ti 等合金元素实现强度提高, 在汽车结构件和加强板中占主要比例, 如汽车底盘、座椅系统、发动机仓等零件大量使用低合金高强钢。

开发强度级别较高、钢板厚度较薄的低合金高强钢应用前景广阔。

1 关键试制工艺

1.1 化学成分

为了使低合金高强钢具有良好的变形能力及焊接性能, 产品采用低碳成分设计。550 MPa 级低合金高强钢主要添加了 Mn、Nb、Ti 合金元素实现强度

的提高。Mn 为固溶强化元素, Mn 元素对奥氏体相变具有抑制作用, 从而影响转变后的组织形态。此外 Mn 能够影响碳氮化物的沉淀析出行为, 增加铌在奥氏体中的固溶度, 在后续冷却过程中对碳氮化物的析出起到推迟的作用。Nb 元素的添加会产生显著的晶粒细化效果, Nb 的存在可以抑制奥氏体的再结晶行为, 使晶界迁移困难, 将未再结晶区的范围增大, 实现晶粒细化。微量的 Nb 作用较大, 但并非 Nb 的含量越高强化效果越好^[3]。Ti 元素活性高, 容易与 C、N 原子结合形成稳定的化合物, 消除间隙原子, 有利于提高产品塑性^[4]。对于复合添加 Nb、Ti 的低合金高强钢, 少量 Ti 元素对抑制奥氏体晶粒的长大和提高再结晶温度有显著的影响^[5], 在热轧过程中析出的第二相粒子形态及分布也会影响后续的冷轧退火过程。

试验钢严格控制有害元素含量, 铁水通过机械搅拌, 使铁水产生漩涡, 然后添加脱硫剂, 使铁水中的硫与脱硫剂连续发生反应, 要求入转炉铁水硫含量不大于 0.010%, 脱硫渣扒清面积大于 95%, 防止转炉进入高硫渣使硫含量再次上升。转炉通过碱度及氧化性较高的炉渣进行脱磷, 将 P 含量控制在 0.02% 以内, 吹氧脱碳升温, 进一步控制 P、S 成分, 防止钢液过氧化, 终点出钢温度控制在 1 620 ℃ 以上。LF 精炼炉造渣、脱氧及脱硫, 加入铝铁、硅铁、锰铁及铌铁等合金调整成分到目标范围。RH 精炼工序进行真空脱气处理, RH 真空处理期间加入钛铁等合金调整成分到目标范围, 合金加入完毕保证钢水循环纯脱气时间不小于 5 min。RH 真空处理结束后进行钙处理, 钙处理后保证软吹时间不小于 8 min。试验钢化学成分如表 1 所示。

表 1 试验钢设计化学成分(质量分数)

%

C	Si	Mn	P	S	Al _l	Ti	Nb
≤0.08	≤0.2	≤1.5	≤0.02	≤0.010	≥0.020	0.06~0.10	≤0.02

1.2 热轧

热轧工艺的制定主要考虑热轧温度对晶粒尺寸及析出相的影响。TiN 析出温度较高, 大于 1 300 ℃, 并稳定存在于后续加工阶段, 即使通过高温板坯加热、终轧及后续退火工艺, TiN 均不会溶解。因此热轧工艺主要考虑 TiC、NbC 析出情况。TiC 溶解温度在 1 000 ℃ 以下。NbC 的平衡溶解温度公式为 $\lg(\omega[\text{Nb}] \cdot \omega[\text{C}]) = 2.26 - 6\,770/T_k^{[6-7]}$, $\omega[\text{Nb}]$ 、 $\omega[\text{C}]$ 分别为铌和碳的质量分数, T_k 为加热温度。按照该公式计算得出板坯的加热温度为 1 035 ℃, 为了保证合金元素的碳氮化物能够在奥氏体中部分溶解, 连铸坯加热温度设计高于 1 200 ℃, 为后续热轧过程中形成更为细小的析出相提供条件, 从而抑制再结晶及晶粒长大, 起到沉淀强化作用。同时较高的加热温度有利于改善板坯中的偏析问题。高温终轧设计可以使钢带在单相奥氏体区轧制获得均匀的晶粒, 终轧温度不低于 890 ℃。采用低温卷取设计以获得弥散细小的析出物, 卷取温度设定低于 600 ℃。

1.3 冷轧

钢板经过冷轧后, 内部晶粒拉长, 大量位错、空位等晶体缺陷、内应力等随之产生, 自由能升高, 处

于不稳定状态, 通过再结晶退火可以消除加工硬化, 晶粒形态转变为等轴晶。冷轧变形量对再结晶产生显著影响, 冷轧变形量越大, 冷变形金属内部的储存能也就越高, 再结晶驱动力也越大, 再结晶温度随之降低。由于 550 MPa 级低合金高强钢加入较多的 Mn、Ti 合金元素, 对晶粒再结晶有推迟作用, 因此应采用大变形量冷轧和高温退火工艺, 根据产品特点, 冷轧压下率不小于 70%。采用连续退火工艺设计, 退火速度在 80~120 m/℃, 退火温度根据不同厚度设计范围为 780~820 ℃, 如图 1 所示。

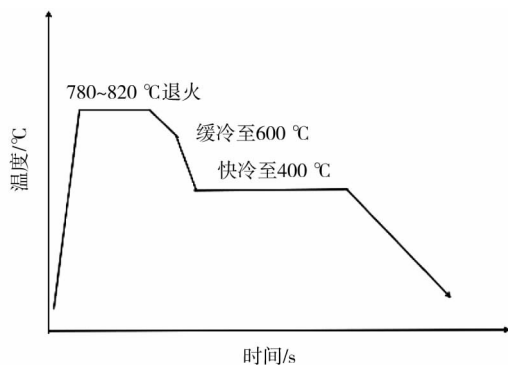


图 1 550 MPa 级低合金高强钢退火工艺流程

2 结果分析

2.1 微观组织

在冷轧钢板宽度方向 1/4 处,切取 6 mm × 5 mm × 1.2 mm(轧向 × 宽度 × 板厚)金相试样,经过粗磨、精磨及抛光,采用浓度为 4% 的硝酸酒精溶液对抛光试样腐蚀,用金相显微镜进行组织形貌观察。冷轧退火后微观组织如图 2 所示,晶粒总体为等轴状,晶粒尺寸较小,晶粒度为 12 级,说明合金元素形成的碳氮化物阻碍了晶界的迁移,细化晶粒效果较为明显。从金相照片可以看出,微观组织主要由铁素体和弥散分布于晶内及晶界的细小析出相构成。

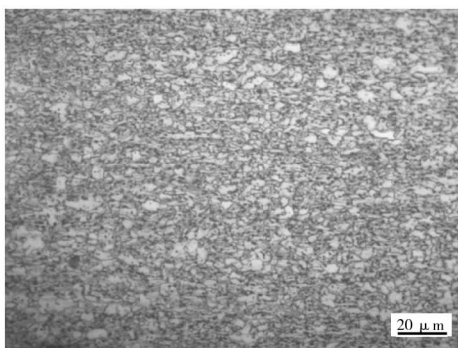


图 2 微观组织

2.2 析出相

为进一步分析析出相分布情况,将试样用砂纸磨到厚度为 40 μm 左右的薄片,冲成 Φ3 mm 的圆片并进行电解双喷,制作透射样品,对析出相进行透射电镜检测,如图 3 所示。析出相形貌为球状,在晶界及晶内弥散分布,较大的析出相尺寸为 51.4 nm,较小的析出相尺寸在 20 nm 以内,较大的析出相相对较少,较小的析出相数量较多。能谱分析结果显示析出相为 TiC 颗粒。TiC 析出相的尺寸主要与析出温度有关,TiC 的相间析出主要发生在热轧的层流冷却阶段,铁素体过饱和导致 TiC 的析出主要发生在热轧卷取阶段,卷取温度越低,析出相越弥散,并且尺寸越小,析出强化效果越显著^[8]。通过透射电镜检测的 TiC 析出相均为纳米级,进一步验证了热轧卷取温度制定合理,主要起到细晶强化和析出强化作用,晶粒越细小,晶界面积越大,变形过程中位错阻力越大。弥散分布的 TiC 第二相粒子对位错具有“钉扎”作用,TiC 属于硬质相,根据 Orowan 强化理论^[9],位错无法直接切开 TiC 颗粒,位错线只能通过采取绕过的方式运动,导致位错环逐渐增加,位错继续运动时更加困难,从而实现强度的提高。

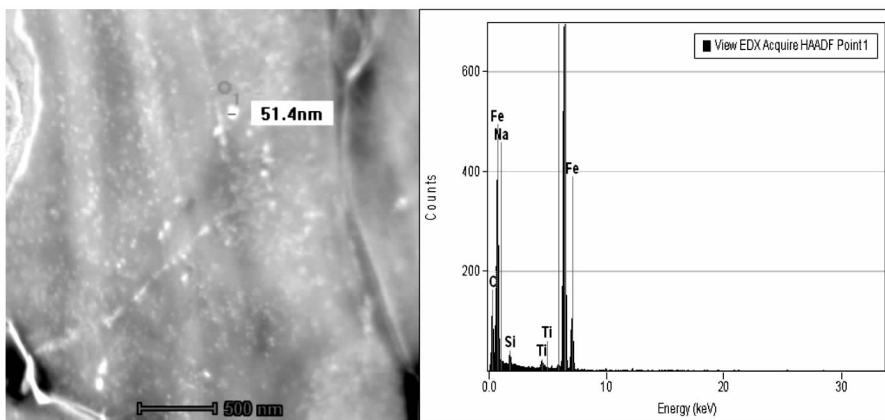


图 3 析出相检测

2.3 力学性能

对试制的钢带力学性能进行统计,见图 4。550 MPa 级低合金高强钢屈服强度为 556 ~ 581 MPa,抗拉强度为 622 ~ 653 MPa,延伸率为 14.0% ~ 16.5%,符合屈服强度为 550 ~ 700 MPa、抗拉强度不

低于 620 MPa、伸长率不小于 14.0% 的标准要求^[10]。性能指标稳定,波动范围小,符合终端用户技术条件,如图 4 所示。通过严格控制热轧板坯加热温度、精轧终轧温度、退火温度等工艺参数,力学性能的稳定性得到了保证。

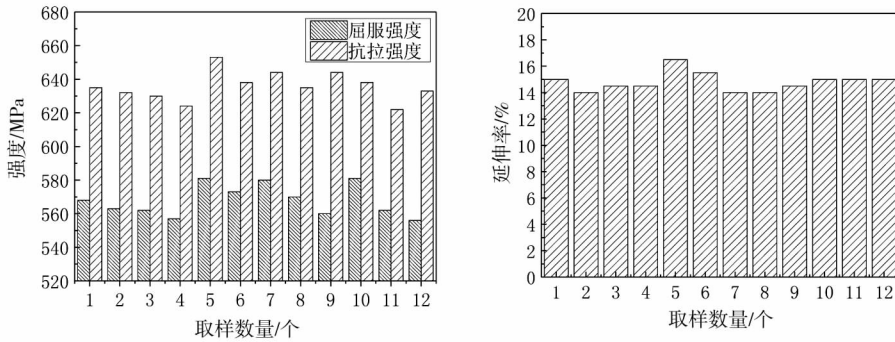


图4 550 MPa 级低合金高强钢力学性能

3 结论

(1) 550 MPa 级低合金高强钢通过添加少量 Nb、Ti 元素实现细晶强化与析出强化,试制产品采用高温终轧 ($\geq 890\text{ }^{\circ}\text{C}$)、低温卷取 ($\leq 600\text{ }^{\circ}\text{C}$)、大变形量 ($\geq 70\%$)、适当的退火温度 ($780\sim 820\text{ }^{\circ}\text{C}$) 工艺设计。

(2) 通过光学显微镜及透射电镜检测,550 MPa 级低合金高强钢微观组织由铁素体和弥散分布的 TiC 析出相组成。

(3) 通过透射电镜检测, TiC 析出相均为纳米级,析出强化效果显著,进一步验证热轧卷取温度制定合理。

(4) 550 MPa 级低合金高强钢屈服强度为 556~581 MPa,抗拉强度为 622~653 MPa,延伸率为 14.0%~16.5%。性能指标稳定,波动范围小,符合终端用户技术条件。

参 考 文 献

- [1] 张晓刚. 近年来低合金高强度钢的进展[J]. 钢铁, 2011, 46(11): 1-9.
- [2] 刘清梅, 封娇洁. 汽车轻量化条件下先进高强钢的发展及现状[J]. 轧钢, 2020, 37(4): 65-70.
- [3] 雍岐龙, 裴和中, 田建国, 等. 铌在钢中的物理冶金学基础数据[J]. 钢铁研究学报, 1998, 10(2): 66-69.
- [4] PAM, Chandra T. Continuous Cooling Transforma-
- [5] Hong S G, Kang K B, Park C G. Strain-Induced Precipitation of NbC in Nb and Nb-Ti Microalloyed HSLA Steels[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(2): 163-168.
- [6] 张志建, 陈刚, 刘志桥, 等. Nb-Ti 低合金高强钢第二相析出及其对力学性能的影响[J]. 上海金属, 2018, 40(6): 12-17.
- [7] Palmiere E J, Garcia C I, Deardo A J. Compositional and Microstructural Changes which Attend Reheating and Grain Coarsening in Steels Containing Niobium [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 1994, 25(2): 277-286.
- [8] 王长军, 雍岐龙, 孙新军, 等. Ti 和 Mn 含量对 CSP 工艺 Ti 微合金钢析出特征与强化机理的影响[J]. 金属学报, 2011, 47(12): 1541-1549.
- [9] 雍岐龙. 钢铁中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- [10] ASTM A1008M-16, Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Carbon, Structural, High-Strength Low-Alloy, High-Strength Low-Alloy with improved Formability, Solution Hardened, and Bake Hardenable [S]. ASTM international, 2016.

mation Behaviour of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn and Mo[J]. Isij International, 1996, 36(12): 1486-1493.