高强钢药芯焊丝熔敷金属扩散氢含量与冷裂

覃素志

（中能建建筑集团有限公司，安徽 合肥 230088）

摘 要 在高强钢药芯焊接场景中，仅采用低氢焊材无法完全消除熔敷金属的冷裂风险，扩散氢进入熔池后，其迁移、滞留行为还会持续受到焊接参数、热循环过程及相变组织特征的多重耦合影响。本文以药芯焊丝熔敷金属为研究对象，针对扩散氢总含量与冷裂敏感性之间并非简单线性对应的核心矛盾，系统分析药芯吸湿、焊丝暴露环境与熔滴过渡行为对初始氢输入的作用规律，深入讨论贝氏体、马氏体及微区成分偏析带来的氢滞留行为差异，并将局部氢浓度分布与接头残余拉应力场建立关联。研究指出，冷裂控制不应仅局限于焊材的低氢等级管控，而需构建由氢源精准限制、微观组织调控、焊接热过程控制和延迟开裂专项检查组成的全链条技术体系，可为高强钢药芯焊接的质量控制提供更具针对性的理论与实践参考。

关键词 高强钢；药芯焊丝；扩散氢；熔敷金属；冷裂纹

中图分类号：TG457.1 **文献标志码**：A **DOI**：10.3969/j.issn.2097-3365.2026.28.037

0 引言

高强钢强韧性优良，在钢结构制造中广泛应用，是焊接结构用量最大的工程材料，在国民经济和国防建设中作用关键。这类钢材焊接时，若焊缝强度与母材等同，其塑韧性会显著下降、焊接性变差；同时为防控焊接裂纹，对预热、层间温度等施工条件要求极严，大幅推高施工成本[1]。药芯焊丝成分易调、合金过渡系数高、熔覆效率高，可精准调控焊缝金属成分，是高强钢焊接的理想配套焊材。但药芯组分、焊丝存储及焊接过程均可能向熔池引氢，高强熔敷金属含贝氏体、马氏体等低温转变组织，使焊缝内的氢无法以均匀扩散方式简单逸出。工程中仅靠熔敷金属扩散氢均值判断冷裂风险，易忽略氢在层间边界、偏析区和高应力位置的局部富集。研究扩散氢与冷裂的关联，需从“测得多少氢”转向“氢在何处滞留、何时达危险浓度、何种应力下诱发裂纹”，才能形成适配高强药芯焊实际特点的解释框架。

1 高强钢药芯焊丝熔敷金属中的扩散氢水平具有明显工艺依赖性

1.1 高强钢药芯吸湿与焊丝暴露时间改变进入熔池的初始氢负荷

高强钢药芯焊丝中的造渣剂、稳弧剂及矿物粉料具有不同程度的吸湿倾向，焊丝在开封、运输和现场放置期间接触空气后，水分可经药芯微孔、卷制接缝及表面污染层进入焊接材料体系。焊接时，这部分水分在高温电弧作用下分解，形成的氢进入熔滴和熔池，成为熔敷金属扩散氢的重要来源。高强钢焊接对这种变化较为敏感，同一批药芯焊丝若在干燥环境中密封保存，其熔敷金属含氢水平可能保持较低状态；若在高湿环境中连续暴露数小时，实测扩散氢可能由约 4～5 mL/100 g 升至 8～10 mL/100 g，具体幅度受药芯配方、焊丝结构和环境湿度影响。现场管理不宜仅检查焊丝是否锈蚀，还应记录开封时间、环境温湿度和连续暴露时长。相对湿度较高或昼夜温差较大的场所，可采用保温筒、密封桶或带干燥剂的周转容器存放待用焊丝，并按班次限定一次领用量。已长时间暴露的焊丝不宜直接与新开封焊丝混用，否则同一焊缝不同区段可能出现初始含氢水平差异，后续热循环也难以完全消除这种波动。

1.2 焊接电流改变熔滴过渡与氢吸收，低氢焊材并不等同于低含氢熔敷金属

高强钢药芯焊丝标注为低氢等级，只能说明焊材在规定试验条件下具备较低的扩散氢水平，并不能保证现场熔敷金属始终处于同一含氢状态。焊接电流变化会同时影响熔化速度、熔滴尺寸、电弧稳定性和熔池停留时间，氢进入与逸出的比例也随之改变。以直径 1.2 mm 药芯焊丝为例，工程焊接电流常处于约 180 A～260 A 区间，实际数值应由焊接工艺评定确定。电流偏低时，熔滴尺寸增大、过渡频率下降，熔池温度和搅

作者简介：覃素志（1985-），男，本科，高级工程师，研究方向：能源电力建设技术管理。

拌程度不足，进入液态金属中的氢不易快速逸出；电流过高时，焊丝熔化速度增加，弧区反应加强，若保护气体流量、干伸长或电弧长度同时波动，熔池吸氢状态也可能发生改变[2]。现场控制时应将电流与电压、送丝速度和干伸长对应管理，不能只依靠设备面板上的单一电流值判断低氢状态。

1.3 多层多道热循环重新分配氢逸出时间，层间停留不足易保留可扩散氢

高强钢厚板常采用多层多道焊，每一道焊缝形成后都会经历加热、冷却和再次受热，扩散氢在这一热循环中持续迁移。刚完成的焊道温度较高，氢具有较强扩散能力，可向焊缝表面和邻近低氢区迁移；若下一道焊缝过早覆盖，前一层尚未完成充分逸氢便再次进入快速升温和冷却过程，部分氢会被重新推向层间边界、低温转变组织或高应力区域。层间温度也不能单纯追求越高越好，高温停留过长会改变熔敷金属组织和力学性能。现场可将预热温度、层间温度和道间等待时间作为一组参数管理。对于高强钢药芯焊接，层间温度常按约100 ℃～200 ℃范围控制，具体上限和下限需服从钢材等级、焊材体系和工艺评定。每道焊后应清除熔渣并检测层间温度，温度超过工艺上限时暂停施焊，温度接近下限时再恢复加热或施焊。厚壁、高拘束接头可适当延长焊后保温时间，使可扩散氢获得较完整的迁移窗口。若为追求熔敷效率连续高速叠焊，虽然总焊接时间缩短，内部氢的逸出时间也会同步压缩，局部可扩散氢更容易在后续冷却阶段滞留，为延迟冷裂留下条件。

2 高强钢药芯焊丝熔敷金属的氢滞留受相变组织与微区偏析支配

2.1 贝氏体—马氏体区域的可逆氢陷阱提高局部富集可能

高强钢药芯焊丝熔敷金属在冷却阶段会形成贝氏体、板条马氏体等低温转变组织，这类组织具有较高位错密度，并伴随板条界面、亚晶界和局部应变区，容易形成大量可逆氢陷阱。进入焊缝的扩散氢并不会均匀分布，而是在化学势差和应力场作用下向这些区域迁移。位错、板条界面与部分细小析出物对氢的结合能相对较低，温度下降后能够暂时俘获氢原子，受到载荷或局部温度变化时又可能释放，因而具有较强的再分配能力[3]。若熔敷金属中贝氏体—马氏体比例持续升高，局部可逆陷阱密度也会增加，即使平均扩散氢含量仍处于5～8 mL/100 g的较低范围，某些高位错区的实际氢浓度仍可能高于整体平均水平。

2.2 针状铁素体比例变化改变裂纹扩展阻力而非单纯改变焊缝强度

针状铁素体常被视为高强焊缝中较有利的组织，其价值并不只体现在屈服强度或抗拉强度变化，更重要的是能够通过交错分布的细小晶粒改变裂纹传播方向。针状铁素体通常以夹杂物为形核核心，晶粒取向较分散，裂纹沿某一解理方向扩展时会频繁遇到取向不同的界面，传播路径被迫发生偏转，裂纹尖端有效驱动力也会降低。若焊缝组织长期被粗大贝氏体束或连续马氏体岛占据，裂纹更容易沿近似取向的硬脆区域连续延伸，氢在裂纹尖端聚集后，断裂过程会更为集中。工程焊缝中针状铁素体体积分数并不存在固定通用值，常见组织比例可处于30%～60%范围，具体水平与药芯成分、氧含量、夹杂物数量及冷却速度有关。比例过低时，裂纹偏转能力不足[4]；比例过高也不意味着性能必然改善，因为粗大夹杂物、偏析区或局部硬化组织仍可能成为新的薄弱点。组织评定时不宜把“针状铁素体越多越好”作为唯一结论，应同时观察晶粒尺寸、板条间距和硬质第二相分布。如果针状铁素体能够形成细密、交错且分散的组织形态，焊缝对氢致裂纹的阻滞能力通常更稳定。

2.3 Mn、Ni微偏析与马氏体富集叠加形成优先开裂位置

高强钢药芯焊丝熔敷金属在凝固期间会经历溶质再分配，Mn、Ni等合金元素在枝晶间或局部边界处容易出现微偏析，使同一焊缝内部形成成分并不完全一致的微区。Mn和Ni含量偏高的区域通常具有较高淬透性，连续冷却时更容易形成马氏体或高硬度贝氏体，局部硬度、位错密度和氢陷阱数量随之增加[5]。若邻近位置还受到焊接收缩形成的拉应力，裂纹萌生条件会更接近临界状态。工程检测中，即使整条焊缝平均硬度约为300 HV～330 HV，局部偏析区仍可能出现350 HV以上的硬度峰值，单靠平均值容易掩盖真实风险。金相检查可重点观察枝晶间连续硬化带、马氏体岛以及夹杂物周边组织变化，必要时配合显微硬度点阵测试，每隔0.2 mm～0.5 mm布置测点，识别高硬度带与成分偏析区是否重合。冷裂敏感区的判断应落实到“成分偏析—硬化组织—局部应力”三者的空间重合关系，而不是只凭Mn、Ni的平均化学成分判定焊缝安全性。

3 冷裂纹形成取决于局部氢浓度跨越应力—组织临界条件

3.1 平均扩散氢含量合格时仍可能存在层间局部高氢区

高强钢药芯焊丝熔敷金属扩散氢检测通常给出单位质量金属中的平均含氢水平，这一数值适合用于焊

材等级和工艺稳定性判断，却难以完整反映多层多道焊内部的空间分布。高强钢药芯焊接完成一道焊缝后，氢会由高温区域向周围扩散，层间界面、再热区、偏析带以及高位错组织附近可能形成短时间的局部富集。某批焊材测得扩散氢为 4 ～ 6 mL/100 g，并不意味着焊缝任意微区均处于同样水平，厚板、高拘束接头连续施焊时，后续焊道覆盖速度较快，前一道中的可扩散氢尚未充分排出，就可能被新的热循环重新驱动到邻近区域 [6]。现场控制可把每层焊缝划分为若干检查区，记录焊接完成时间、层间温度和下一道开始时间，并将接头起止位置、焊道交汇区及厚度方向中部作为重点部位。若工艺规定层间温度控制在 120 ℃～ 180 ℃，实测温度达到上限后仍连续快速叠焊，应安排短暂停留，使焊缝内部保持一定的逸氢时间。

3.2 高拘束残余拉应力会降低熔敷金属允许氢水平

冷裂纹是否形成，不只取决于焊缝中含有多少扩散氢，还受局部拉应力水平支配。厚板对接、十字接头、角接接头以及多向焊缝交汇区域具有较大的结构拘束，焊缝冷却收缩受到限制后，残余拉应力可能接近材料屈服强度的较高比例。此时裂纹尖端附近的静水拉应力会吸引氢向高应力区迁移，原本分散在组织中的可扩散氢逐渐向局部集中，熔敷金属能够承受的安全含氢水平随之下降。工程实施时宜在正式施焊前检查板厚、接头形式、焊缝长度和装配刚度，高拘束部位应减少强制组装和过量定位焊，定位点不宜过密，能够采用对称焊、分段焊或合理焊接顺序时，应降低单一区域连续收缩的叠加程度。对于 20 mm ～ 40 mm 以上的高强钢厚板接头，可把焊缝交叉区、收弧集中区和刚性固定端列为应力敏感位置，施焊记录中单独标识。

3.3 预热与层间温度应围绕氢逸出窗口确定，延迟检测需覆盖潜伏开裂时段

预热和层间温度的作用不应只理解为降低冷却速度，其实际价值还在于延长氢处于高扩散能力状态的时间。高强钢焊接时，可按钢材强度等级、碳当量、板厚、拘束度和焊材扩散氢水平确定预热区间，工程中常见预热温度约为 80 ℃～ 150 ℃，高强度厚板或高拘束接头可能需要更高温度，具体数值应以焊接工艺评定为准。实施时应在坡口两侧一定范围内均匀加热，不宜只用火焰集中烘烤焊缝中心；测温点可设置在距坡口边缘约 50 mm ～ 100 mm 处，待温度稳定后再起弧。多层焊每完成一道，应清除熔渣并测量层间温度，低于下限时重新补热，高于上限时暂停施焊，避免温度失控影响组织性能。焊接完成后，高风险接头可继续维持约 200 ℃～ 300 ℃的后热保温 1 h ～ 2 h，具体温度和时间仍需服从工艺评定，使可扩散氢获得较长迁移通道。冷裂具有延迟出现特点，焊后立即检测只能发现已经形成的缺陷，难以覆盖氢重新分配后的潜伏阶段 [7]。高强钢重要焊缝宜设置延迟检测时间，常见做法为焊后 24 h 左右开展无损检测，强度等级更高、板厚更大或拘束条件更严时，可将观察窗口延长至 48 h。检测位置应优先覆盖焊缝交汇区、厚板中部、起收弧部位和返修区域，并将检测时间、预热温度、层间温度与缺陷位置对应记录，使延迟裂纹判定与实际热过程建立直接联系。

4 结束语

高强钢药芯焊丝熔敷金属的冷裂风险不能用单一扩散氢数值解释。焊丝药芯及表面状态决定氢进入熔池的初始水平，焊接电流和多层多道热循环改变氢的输入与逸出过程，贝氏体、马氏体及微区偏析又会重新改变氢在熔敷金属中的迁移和滞留位置。当局部可扩散氢在高拘束拉应力区域持续积聚并达到临界状态时，即使熔敷金属平均含氢量处于较低水平，仍可能产生延迟冷裂。工程控制的重点应由“降低一个检测数值”转向限制氢源、稳定组织状态、延长有效逸氢时间并降低局部应力集中。药芯焊丝储存与暴露时间、焊接热输入、预热及层间温度需要纳入同一工艺窗口，冷裂检测时间也应覆盖氢重新分配后的敏感阶段。未来研究可围绕可逆氢浓度、有效扩散系数和局部残余应力建立对应关系，并结合不同强度等级熔敷金属确定临界含氢区间，使冷裂判定由平均含氢量控制逐步转向局部临界状态控制。

参考文献：

[1] 武丹,刘政军,裘荣鹏,等.药芯焊丝中Cr含量对WQ960高强钢焊接接头力学性能的影响[J].热加工工艺,2018,47(15):43-46,51.

[2] 王亚平,张晶,孙鹤立,等.低合金高强钢实心和药芯焊丝MAG焊接头组织性能对比[J].焊接技术,2025,54(04):38-42,146.

[3] 武晓刚,王金生,马丽,等.药芯焊丝气保焊对深水导管架高强钢S420焊缝金属微观组织和横向裂纹的影响[J].电焊机,2025,55(05):107-114.

[4] 吕纯洁,王星,杨志斌.低合金高强钢药芯焊丝CO_2气体保护焊接头组织与性能[J].焊接技术,2023,52(08):19-22.

[5] 张明瑞,向婷,高志伟,等.高强钢焊接接头优化方法研究现状[J].金属加工(热加工),2024(06):64-72.

[6] 孟令紫,郑红伟.1000 MPa级超高强度全位置超低氢药芯焊丝性能研究[J].焊接技术,2021,50(07):59-61,106.

[7] 张学杰,郭纯,朱官朋,等.管线钢用自保护药芯焊丝发展概况[J].材料开发与应用,2017,32(04):134-140.