

高级油井管用钢36Mn2V高温力学性能研究

刘 品, 范黎明, 姚洪昌

山东钢铁集团有限公司, 山东 济南
Email: hbliupin@sohu.com

收稿日期: 2020年11月20日; 录用日期: 2020年12月4日; 发布日期: 2020年12月11日

摘 要

针对高级油井管用钢36Mn2V进行高温力学性能试验研究, 分析了该钢的高温力学性能在凝固和冷却过程对形状和尺寸影响, 得出36Mn2V良好塑性区为1250℃~1000℃, 第Ⅲ脆性区为1000℃~600℃, 零强度温度为1440℃, 零塑性温度为1400℃, 对36Mn2V钢的生产有一定指导意义, 为工艺设计提供科学依据, 为油井管提供合格的材料。

关键词

油井管用钢, 高温力学, 凝固, 工艺设计

Study on High Temperature Mechanical Performance of 36Mn2V Advanced Oil Well Pipe Steel

Pin Liu, Liming Fan, Hongchang Yao

Shandong Iron and Steel Group Corporation, Jinan Shandong
Email: hbliupin@sohu.com

Received: Nov. 20th, 2020; accepted: Dec. 4th, 2020; published: Dec. 11th, 2020

Abstract

The high temperature mechanical performance of 36Mn2V advanced oil well pipe steel was studied. The influence of the high temperature mechanical performance of 36Mn2V steel on the shape

and size during solidification and cooling process was analyzed. We have found that the optimum plastic zone range of 36Mn2V steel is 1250°C - 1000°C, the third brittle zone range is 1000°C - 600°C, the zero strength temperature is 1440°C and the zero plastic temperature is 1400°C. It has certain guiding significance for the production of 36Mn2V steel, which provides scientific basis for process design and qualified materials for oil well pipe.

Keywords

Oil Well Pipe Steel, High Temperature Mechanical, Solidification, Process Design

Copyright © 2020 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

36Mn2V 用于生产高强度级别的石油井管, 应用环境一般比较恶劣, 对材料强度和塑性都有很高的要求。在连铸生产过程中, 连铸坯的缺陷裂纹发生率比较高, 而钢的高温力学性能与裂纹产生关系很大[1], 决定着高温下坯壳所能承受临界变形的大小, 只有充分认识钢的高温力学性能在凝固过程中的变化规律, 才能为工艺设计提供科学依据[2], 从而为高级油井管的制造提供合格的原材料。

2. 试验方案

高温力学性能测试在 Gleeble-1500 型号的热模拟机上进行, 试样采用氩气为保护气体, 钢的塑性用断面收缩率表征, 钢的强度用抗拉强度表征, 同时借助光学显微镜和扫描电镜对组织和断口形貌进行观察和分析, 因为凝固法测定钢的高温力学性能比加热法更接近生产实际状况[3], 试样尺寸 $\Phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$, 两端有螺纹。测试时试样室通入流量为 1 L/min 的氩气流, 以 10°C/s 的速率升温到 1400°C 保持 5 min, 使化学成分均匀化, 使合金及铁素体均匀溶解在奥氏体中, 然后以 3°C/s 的冷却速度降至各试验温度, 在各试验温度等温保温 2 min, 然后以 1×10^{-3} /s 的速率进行拉伸试验。试样拉断后, 立即对断口部位喷水冷却。试验温度点: 600°C~1400°C, 每间隔 50°C 为一个温度点。

3. 试验结果及分析

3.1. 断面收缩率和抗拉强度变化曲线

由图 1 可知, 36Mn2V 钢的 Z 在 1000°C~600°C 温度范围内出现一个低谷, 当试验温度从 1000°C 降至 900°C 时, 试样的 Z 值由 75.99% 降到 19.43%, 降幅速率较快。当试验温度降到 600°C 时, Z 值仅为 7.04%。以 Z 值低于 60% 作为脆性的判断依据, 该钢种的第 III 脆性温度区间为 1000°C~600°C。在 1000°C~1250°C 温度范围试样的 Z 值均大于 60%, 同时表现出良好的塑性。在 1250°C~1400°C 温度区间时, Z 值又迅速下降, 至 1400°C 时 Z 值为 0。因此, 36Mn2V 钢的零塑性温度(ZDT)为 1400°C。由于应变速率较低, 36Mn2V 钢没有出现第 II 脆性温度区。

由图 2 可知, 温度由 650°C 降为 600°C 时, Rm 值由 312.07 MPa 迅速降为 121.55 MPa。而温度在 650°C 以上时, 随着温度的升高, 在 650°C~700°C 时, Rm 值迅速由 312.07 MPa 下降为 154.21 MPa, 之后 Rm 值随温度升高下降逐渐缓慢, 最后趋近于 0。测得的 36Mn2V 钢的零强度温度(ZST)为 1440°C。

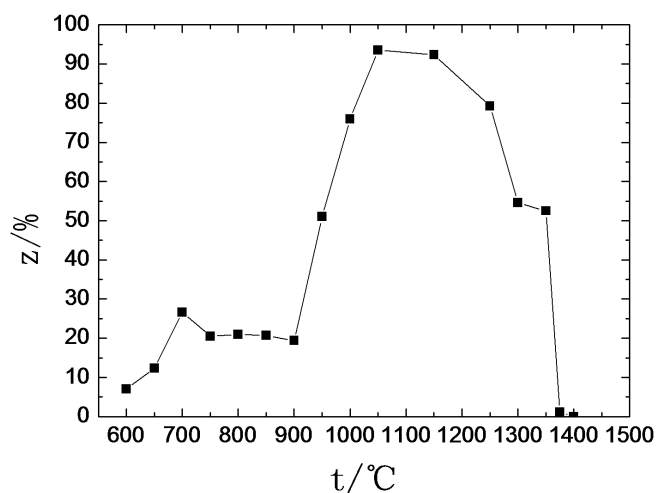


Figure 1. Temperature variation curve of area reduction Z

图 1. 断面收缩率 Z 随温度变化曲线

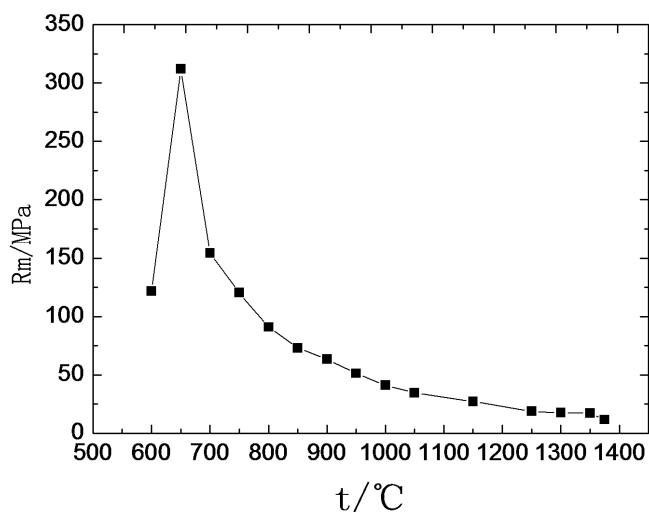


Figure 2. Temperature variation curve of tensile strength Rm

图 2. 抗拉强度 Rm 随温度变化曲线

3.2. 断口及附近区域的 SEM 及 EDS 分析

通过分析, 在 1000°C~600°C 和 1250°C~1400°C 温度范围内, 36Mn2V 钢试样塑性较差, 而温度在 1000°C~1250°C 区间内, 塑性最好。为了分析其产生原因, 选取典型温度试样下的断口和附近区域进行 SEM 分析。

对不同温度下试样的断口形貌分析, 由图 3 可以看出, 650°C~900°C 试样的断裂方式均为沿晶脆性断裂, 塑性较差, 由图 1 也可明显看出此温度区域的 Z 值均较低。950°C 试样的断裂除沿晶断裂外, 断口出现了的韧窝, 可看到明显的变形特征, 试样表现出了一定的塑性, 此时, 试样的 Z 值已达到 50% 以上, 1000°C 时, 断口出现大量的韧窝, 断裂方式为穿晶延性断裂。1050°C 和 1150°C 由于温度较高, 试样的断口已熔化, 形成了光滑的凝固表面, 因此未看见大量的韧窝, 但断口周围有很大的塑性变形。1375°C 时试样的断口发现大量低熔点的 Fe(O、S) 化合物, 其 EDS 分析结果如图 4 所示, 因此产生了热脆, 试样表现出较差的塑性。

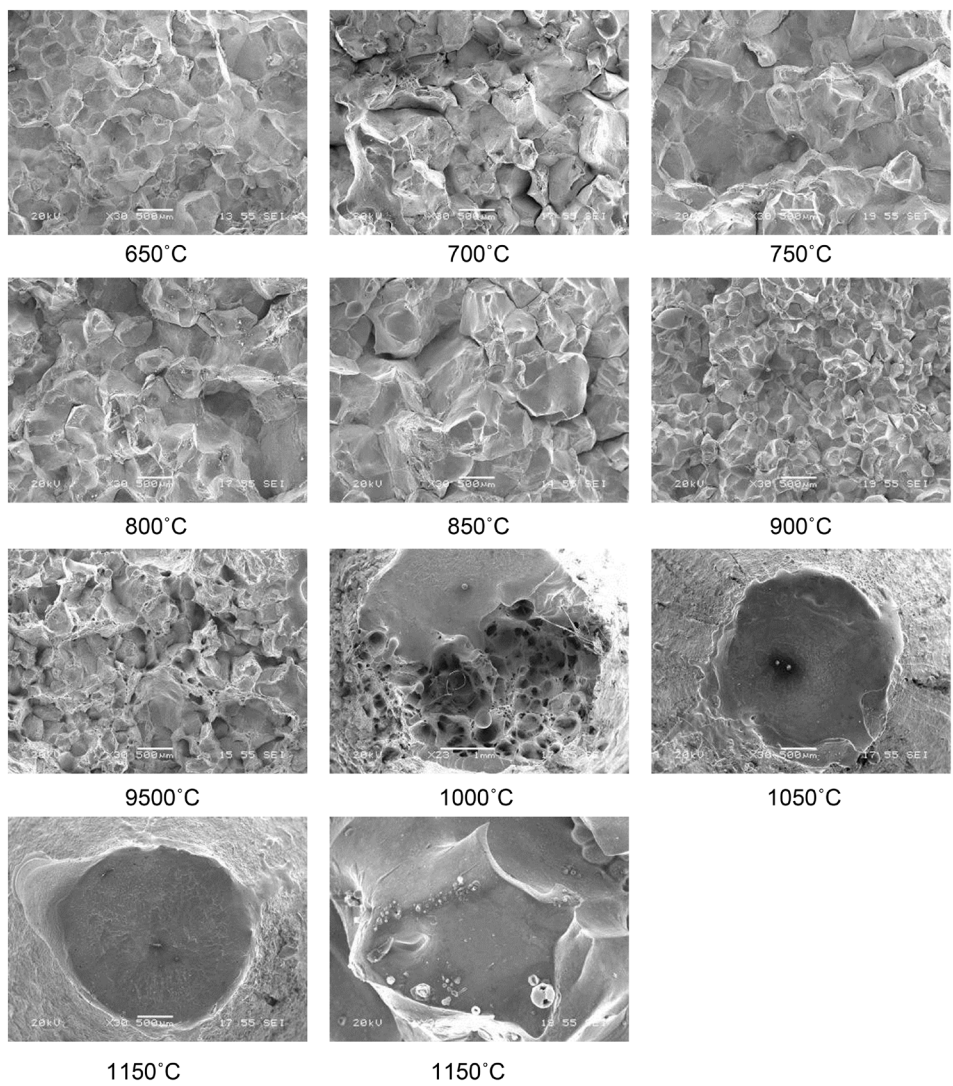


Figure 3. Fracture morphologies of samples at different temperatures
图 3. 不同温度下试样的断口形貌

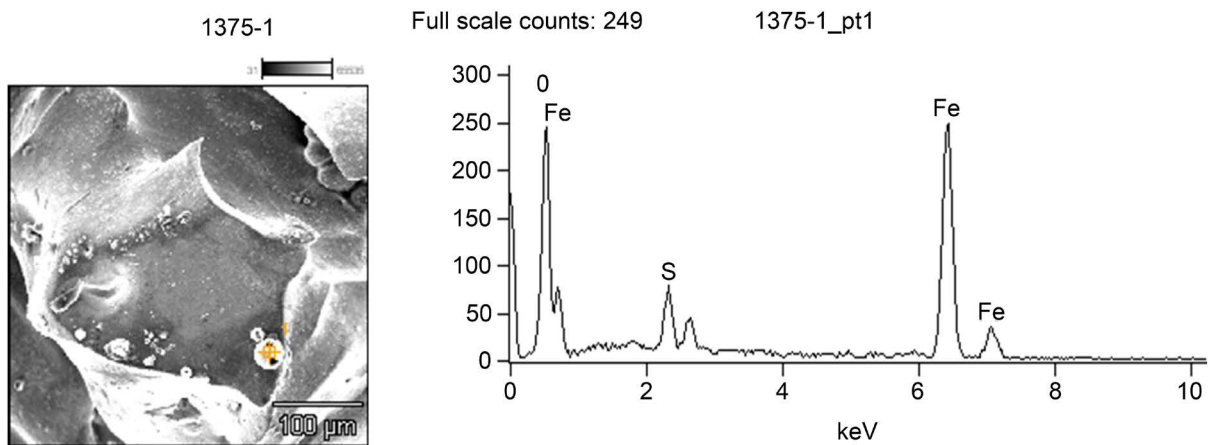


Figure 4. EDS energy spectrum of 1375°C
图 4. 1375°C EDS 能谱

3.3. 断口及附近区域的金相分析

对不同温度下试样断口附近区域的金相组织分析,由图5可以看出,600℃~750℃间试样晶界处出现沿晶薄膜状F(铁素体),其中750℃时,沿晶铁素体由于很薄,已不明显。800℃时沿晶铁素体已完全消失。800℃~900℃和1375℃晶界粗大,如图5所示,导致晶界结合力很差,脆性严重,这与前面分析的结果相一致。主要原因是加热温度在临界温度以下时,原始铁素体+珠光体组织未发生转变,在750℃及以上温度时,开始进行奥氏体转变,随着温度升高,奥氏体晶粒度变得粗大,在随后的水冷过程中,奥氏体转变为马氏体,并且马氏体转变过程中,保留了原始奥氏体晶粒度,通过以下金相组织可以清晰看出。组织塑性很好的1150℃试样在通过水介质淬火后,可以看出晶粒粗大,组织由原奥氏体组织全部转变为马氏体。

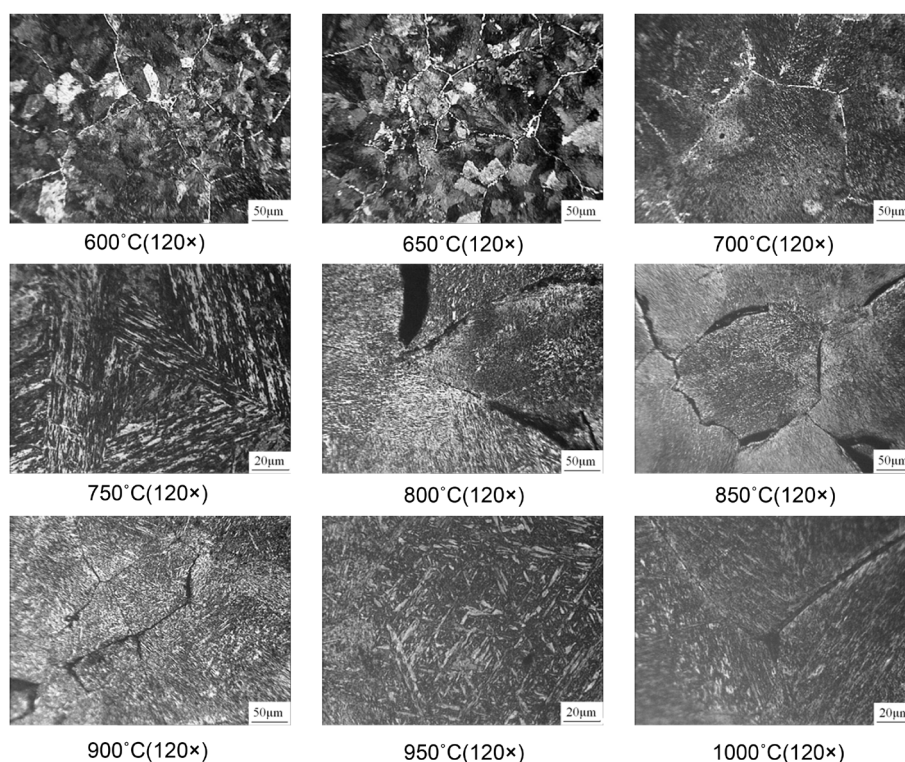


Figure 5. Metallographic structure near fracture of sample at different temperature
图5. 不同温度试样断口附近的金相组织

3.4. 不同区间断裂机理分析

3.4.1. 第 I 脆性温度区断裂机理

第 I 脆性温度区为 1250℃~熔点,因 S、O 等杂质元素的偏析导致树枝状晶产生熔点较低的液相膜,在温度很高时,导致部分晶界熔化,在变形应力的拉动下,试样迅速沿晶界发生断裂。

3.4.2. 第 III 脆性温度区断裂机理

第 III 脆性温度区域试样断裂主要由两个方面原因造成,即奥氏体单相区低温域的催化和奥氏体向铁素体转变的高温域的脆性。前者由钢中质点 AlN、VCN 等的析出引起,后者为两相区脆化,在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变时优先在奥氏体晶界处析出薄膜状的 α 铁素体, α 铁素体较软,其强度仅为奥氏体的 1/4,因此在外力作用下,变形主要集中在沿奥氏体晶界分布的 α 铁素体中,使 α 相中存在的微小孔洞和裂纹聚合、长大,最后导致晶界断裂[4]。

3.4.3. 良好塑性区断裂机理

1250℃~1000℃的温度范围已进入奥氏体单相区的高温区域并发生动态再结晶,高温下产生强大变形应力使晶界发生迁移,当晶界迁移速度比晶界滑移速度快时,晶粒能够包裹已形成的微裂纹,裂纹不会继续扩展,因此这些裂纹不能在晶界聚集和长大,材料表现出良好的热塑性[5]。晶界迁移阻断晶界的裂纹同时晶界也会受到裂纹拉力,迁移的晶界被“捕获”,当裂纹拉力或捕获频率较大时,即使变形初期原奥氏体晶界面迁移避开裂纹产生处,仍会导致晶间断裂。

4. 结论

1) 36Mn2V 良好塑性区温度范围为 1250℃~1000℃; 第III脆性区温度范围为 1000℃~600℃; 钢的零强度温度为 1440℃, 零塑性温度为 1400℃。

2) 连铸过程 36Mn2V 的矫直温度应控制在 950℃以上, 使得矫直温度避开低温脆性区; 二冷区采用弱冷, 并适当降低拉速, 防止内部裂纹的产生, 保证产品质量。

参考文献

- [1] 石鹏. 大方坯连铸角部纵裂纹缺陷控制技术研究[J]. 特钢技术, 2019, 100(3): 15-18.
- [2] 梁志锋, 毛卫民, 张宏. 提高连铸钢水质量的措施[J]. 山西冶金, 2007, 108(4): 45-47.
- [3] 霍文灿. 在 Gleeble-1500 动态热/力拟机进行钢的高温力学性能研究[J]. 钢铁, 1991, 26(8): 55-57.
- [4] 吴宗双, 包燕平. 60Mn 钢高温力学性能研究[J]. 理化检测 - 物理分册, 2006(42): 116-122.
- [5] 王博, 徐光. 焊接气瓶钢 HP295 热塑性研究[J]. 武汉科技大学学报, 2019, 42(4): 246-251.