

## 热处理工艺对 Fe-Mn-Al-C 钢组织和性能的影响

侯美伶, 李晨潇, 孔祥伟, 白云

(江阴兴澄特种钢铁有限公司研究院, 江阴 214400)

**摘要:** 利用 SEM、XRD、EPMA 等试验方法, 对不同退火、固溶以及时效工艺下 Fe-Mn-Al-C 钢的组织演变规律和力学性能进行研究。结果表明, 900~1 050 °C 退火温度对试验钢的组织与性能影响较大, 随着退火温度的升高晶粒尺寸增大、碳化物逐渐回溶, 强度降低、塑性提高, 在 1 050 °C 保温 2 h 空冷时抗拉强度为 1 036 MPa, 断后伸长率为 39%, 冲击功 41 J, 强塑积 40 GPa·%; 经 1 050 °C 保温 2 h 水冷固溶后时效处理, 试验钢组织为奥氏体+铁素体+ $\kappa$  碳化物, 随着时效温度的增高,  $\kappa$  碳化物逐渐析出, 使试验钢的强度增加、塑性降低。600 °C 时效时, 抗拉强度 1 145 MPa, 断后伸长率 22%、冲击功 28 J, 综合力学性能全部满足设计要求。

**关键词:** Fe-Mn-Al-C 钢; 退火温度; 时效温度; 力学性能; 显微组织

## Effect of Heat Treatment Process on Microstructure and Properties of Fe-Mn-Al-C Steel

Hou Meiling, Li Chenxiao, Kong Xiangwei, Bai Yun

(Research Institute, Jiangyin Xingcheng Special Steel Co., Ltd., Jiangyin 214400)

**Abstract:** The microstructure evolution and mechanical properties of Fe-Mn-Al steel under different annealing, solution and aging processes are studied by means of SEM, XRD and EPMA. The results show that the 900-1 050 °C annealing temperature has a great influence on the microstructure and properties of the tested steel. With the increase of annealing temperature, the grain size increases, the carbide gradually redissolved, the strength decreases, and the plasticity-toughness improves. When the annealing temperature is at 1 050 °C for 2 h air cooling, the tensile strength is 1 036 MPa, the elongation is 39%, the impact energy is 41 J and the best plasticity-strength is 40 GPa·%. The microstructure of the test steel is austenite + ferrite +  $\kappa$  carbides after solution treatment at 1 050 °C for 2 h and water cooling. With the increase of aging temperature,  $\kappa$  carbides precipitate gradually, which increases the strength and decreases the plasticity and toughness of the test steel. When aged at 600 °C, the tensile strength is 1 145 MPa, the elongation is 22% and the impact energy is 28 J, the comprehensive mechanical properties all meet the design requirements.

**Key Words:** Fe-Mn-Al-C Steel; Annealing Temperature; Aging Temperature; Mechanical Properties; Microstructure

Fe-Mn-Al-C 钢是一种新兴的结构材料, 拥有优异的性能和减重特性。锰可扩大奥氏体相区, 降低马氏体转变温度, 常温下也可以得到相当数量的奥氏体, 在变形过程中奥氏体能够向马氏体转变或者奥氏体内部形成变形孪晶, 即是利用 TRIP 效应和 TWIP 效应来提高钢的塑性。铝作为一种轻量化元素<sup>[1]</sup>, 可以大幅降低材料的密度<sup>[2]</sup>。另外, 铝可以扩大铁素体区, 稳定并增加  $\alpha$ -铁素体的含量。除此之外, 铝对堆垛层错能的作用效果会对钢的强韧化机制产生影响<sup>[3]</sup>。Fe-Mn-Al-C 钢强度远高于传统铝合金、镁合金, 比强度、比刚度可与钛合金媲美, 其综合制造成本与不锈钢相当, 其焊接、加工等工艺性能显著优于传统钛合金轻质结构材料。作为新型轻量化材料, 在未来有望实现批量化生产, 应用于汽

车、船舶、土木、航空航天和军事等领域, 前景广阔。王英虎<sup>[4]</sup>在试验室条件下制备低密度钢, 在 500 °C 时效 3 h 后塑性最好; 时效 9 h 后强化效果最明显。

本试验对 Fe-Mn-Al-C 钢进行不同温度和时间的热处理, 研究退火、固溶及时效工艺对其组织结构和力学性能影响, 为获得满足力学性能要求(抗拉强度  $\geq 1 100$  MPa 级、伸长率  $\geq 20\%$ 、冲击功  $\geq 25$  J) 的热处理工艺参数, 提供工业化生产指导。

### 1 试验材料及方法

采用 100 t 电弧炉-精炼-模铸工艺生产 Fe-Mn-Al-C 钢, 通过加热-开坯-加热-轧制, 制成厚度为 8 mm 钢板, 化学成分见表 1, 其密度为 7.0 g/cm<sup>3</sup>。在轧制大板上切割适当尺寸的试样, 进行不同的热

处理工艺试验,试验方案如下:(1)退火:将试样分别加热到 900、930、950、1 000、1 050 °C 保温 2 h,然后空冷至室温;(2)固溶:试样加热到 1 050 °C 保温 2 h,然后水冷至室温;(3)固溶+时效:将经 1 050 °C 保温 2 h 固溶处理后的试样分别在 500、600、700 °C 保温 4 h,然后空冷至室温。

从热处理后的试样上沿轧制方向取料,分别加工成标准 Charpy-V 型缺口冲击试样和板状的拉伸试样。冲击试样尺寸为 5 mm × 10 mm × 55 mm,试验温度为 -40 °C;拉伸试样采用全厚度板拉伸试样,夹持段长度为 75 mm,平行段和圆弧段长 200 mm。显微组织样品采用 4% 硝酸酒精和硫酸铜溶液侵蚀,并利用金相显微镜和扫描电镜(SEM)进行观察。用理学 Smartlab 型 X 射线衍射仪分析试验钢的物相组成。使用电子探针对元素分布进行分析。

表 1 试验钢的化学成分/%  
Table 1 Chemical composition of test steel/%

C	Mn	Al
0.80 ~ 1.40	16.00 ~ 24.00	8.00 ~ 11.00

## 2 试验结果与分析

### 2.1 退火温度对力学性能和组织的影响

热轧态轧制方向组织如图 1 所示,可以看出晶粒较为细小,且沿轧制方向呈带状分布,晶内存在大量的变形孪晶。这主要是由于轧制温度较低,奥氏体晶粒变形后没有足够的动力进行回复和再结晶,因此组织有较强的方向性。如图 2 热轧试验钢的 XRD 衍射图显示,热轧后的试验钢 X 射线衍射峰都为面心立方衍射峰,所以热轧后的试验钢组织为单一的奥氏体组织。试验钢单一奥氏体组织具有较高的屈服和抗拉强度<sup>[5]</sup>,二者之间的微小差异导致了试验钢的屈强比达 0.96。热轧态试验钢的抗拉强度 1 150 MPa,断后伸长率为 21%,强塑积 24.2 GPa · %。

图 3 为退火后试验钢的显微组织。经退火处理后组织明显均匀化,晶粒尺寸随着退火温度的增高逐渐增大。经过测量统计,分别以 900、930、950、1 000、1 050 °C 5 个不同温度退火处理后,试验钢的晶粒尺寸依次为:19、19、22、22、44 μm。当退火温度在 1 050 °C 时,出现 88 μm 大尺寸晶粒。这是由于温度的升高,不仅有利于元素的扩散,而且增加了晶界的迁移速度,在同等的时间下晶粒长大明显。晶粒长大的驱动力为新旧组织的界面能差,晶粒尺寸越大,相同体积内的晶界总面积越小,界面能越

低,状态越稳定<sup>[6]</sup>。另外,从 900 °C 退火后的奥氏体晶内看,仍有大量的退火孪晶和弥散分布的未溶碳化物(Fe, Mn)<sub>3</sub>AlC<sup>[8]</sup>。随着退火温度的提高,孪晶逐渐减少,未溶碳化物逐渐回溶。当退火温度达 1 050 °C 时,碳化物基本固溶于奥氏体基体中,同时随着奥氏体晶粒尺寸的增大和晶内碳化物的回溶,其强度逐渐降低,塑韧性逐渐提高,力学性能检测数据见表 2。一方面晶粒尺寸的变大,应力集中可以促使临近晶粒的滑移系提前开动,有利于晶粒间的协调变形,使晶粒间均匀的进行塑性变形,提高试验钢的冲击韧性和断后伸长率;另一方面在延伸变形过程中,κ 型碳化物同位错相切随奥氏体基体一起变形,有利于提高试验钢的强度<sup>[7]</sup>。在退火温度为 1 050 °C 时试验钢的抗拉强度为 1 036 MPa,断后伸长率 39%,强塑积达到最大值 40.4 GPa · %。

图 4 为退火后 SEM 像,可见退火后组织除了主体奥氏体组织,存在明显的第 2 相铁素体组织<sup>[6]</sup>。铁素体晶粒尺寸较为细小,并主要沿着奥氏体晶界分布,晶内有少量存在。铁素体成为试验钢



图 1 8 mm Fe-Mn-Al-C 钢板热轧态的微观形貌

Fig. 1 Microstructure morphology of 8 mm Fe-Mn-Al-C steel plate in hot rolled state

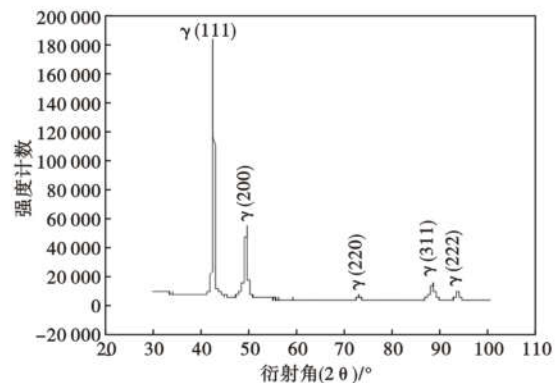


图 2 8 mm Fe-Mn-Al-C 钢板热轧态 XRD 图谱

Fig. 2 XRD spectra of 8 mm Fe-Mn-Al-C steel plate in hot rolled state

的软相组织,使退火后的试验钢屈服比由热轧态的 0.96 下降后稳定在 0.88。低屈服比能够使钢具有良好的冷变形能力和高的塑性变形功<sup>[9]</sup>。

从表 2 可以看出,热轧态和经不同温度退火,钢板的综合力学性能数据不能满足性能指标要求。

### 2.2 1 050 ℃退火和固溶处理对性能和组织的影响

将试样在 1 050 ℃保温 2 h,分别经空冷(退火)

和水冷(固溶)至室温,沿轧制方向取金相试样,经打磨、抛光后,采用硫酸铜溶液腐蚀后观察微观组织,如图 5 所示。可以看见清晰的多边形奥氏体晶界,细小的铁素体沿奥氏体晶界分布,并整体沿轧向呈条带状,这主要是由于钢板带状偏析造成的。热轧试验钢在 1 050 ℃固溶处理后为稳定奥氏体 + 铁素体两相组织,与试样的 XRD 图谱相适应,如图 6。

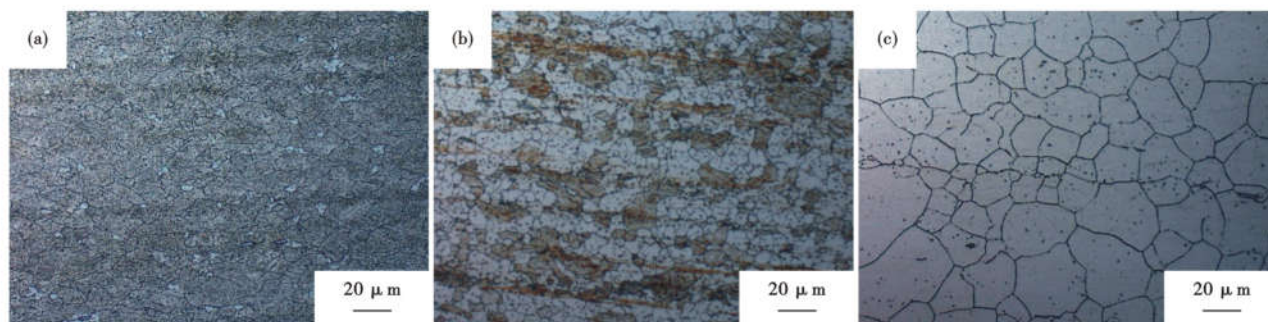


图 3 (a) 900 ℃;(b)950 ℃;(c)1050 ℃退火后试验钢的显微组织

Fig. 3 Microstructure of experimental steel after annealed temperatures; (a) 900 ℃; (b) 950 ℃; (c)1050 ℃

表 2 轧态和不同热处理态的力学性能

Table 2 Mechanical properties of rolled and different heat treated states

工艺	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式	时效		屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	冲击功/J	强塑积 /GPa·%
				温度/℃	时间/h					
标准要求						-	≥1 100	≥20	≥25	-
轧态						1 100	1 150	21	17	24
退火	900	2	空冷	-	-	1 075	1 220	28	12	34
	930	2	空冷	-	-	1 024	1 159	31	15	36
	950	2	空冷	-	-	996	1 124	33	18	37
	1 000	2	空冷	-	-	954	1 092	36	23	39
	1 050	2	空冷	-	-	913	1 036	39	41	40
固溶	1 050	2	水冷	-	-	578	866	49	67	42
	1 050	2	水冷	500	4	749	862	38	43	33
固溶时效	1 050	2	水冷	600	4	1 061	1 145	22	28	25
	1 050	2	水冷	700	4	1 122	1 296	13	6	16

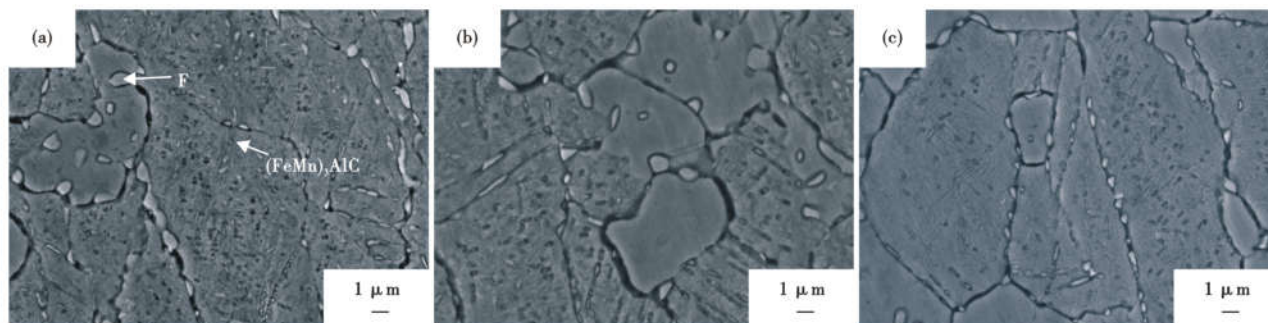


图 4 (a)900 ℃;(b)950 ℃和(c)1050 ℃退火后试验钢的组织形貌,SEM

Fig. 4 SEM Microstructure morphology of experimental steel after annealed temperatures; (a)900 ℃; (b)950 ℃; (c)1050 ℃

对比图 5(a)空冷和图 5(b)水冷后组织,发现经水冷后铁素体含量明显增多,不连续铁素体组织的增多更利于试验钢的变形协调,从表 2 可以看出,

水冷后抗拉强度下降 170 MPa,断后伸长率增加 10%,冲击功增加 26 J,强塑积可达 42 GPa·%。因此,在兼顾强度和塑韧性的前提下,1 050 ℃保温 2 h

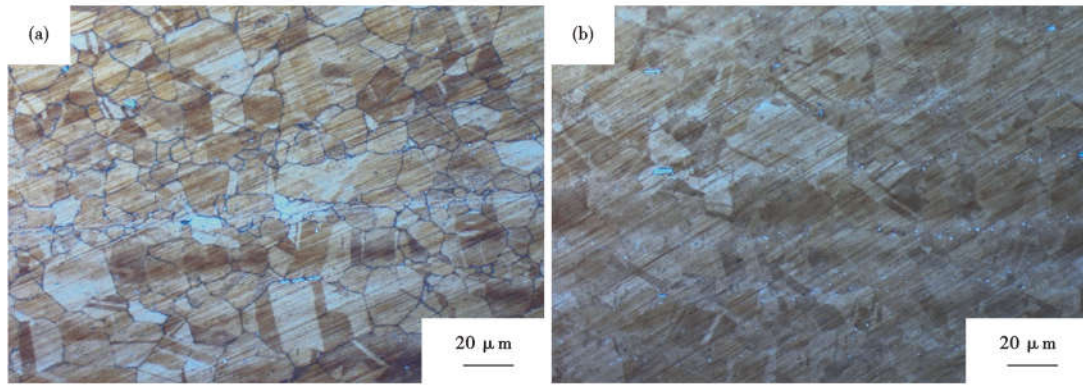


图 5 1 050 °C 退火与固溶后试验钢的显微组织:(a) 空冷;(b) 水冷

Fig. 5 Microstructure of test steel of annealed and solution treated states after temperature 1050°C : (a) Air cooling; (b) Water cooling

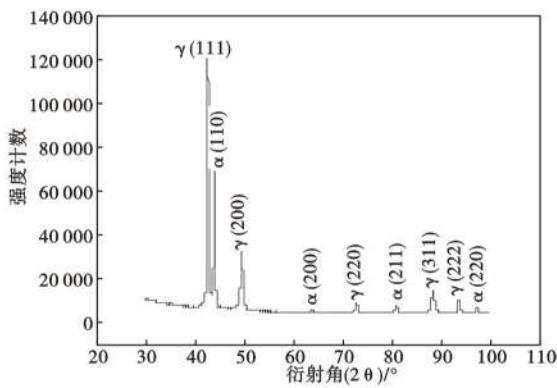


图 6 1 050 °C 固溶态的 XRD 谱

Fig. 6 XRD spectra of steel solution treated at 1 050 °C

后水冷(固溶)工艺优于空冷(退火)工艺。

### 2.3 时效温度对试验钢性能和组织的影响

试样采用 1 050 °C 保温 2 h-水冷的固溶工艺后, 分别经 500、600、700 °C 保温 4 h 的时效处理。图 7 为 500 °C 时效处理后试样采用电子探针显微分析图像, 将图 7(a) 对比图 7(b、c、d), 可明显看到富 Al、Ni、Mn 区和贫 Al、Ni、Mn 区。由于 Al、Ni 为铁素体形成元素, 而 Mn 为奥氏体形成元素, 可知, Al 和 Ni 元素聚集区域为铁素体组织, Mn 元素聚集区域为奥氏体组织。

图8为不同温度时效处理后的显微组织, 存在

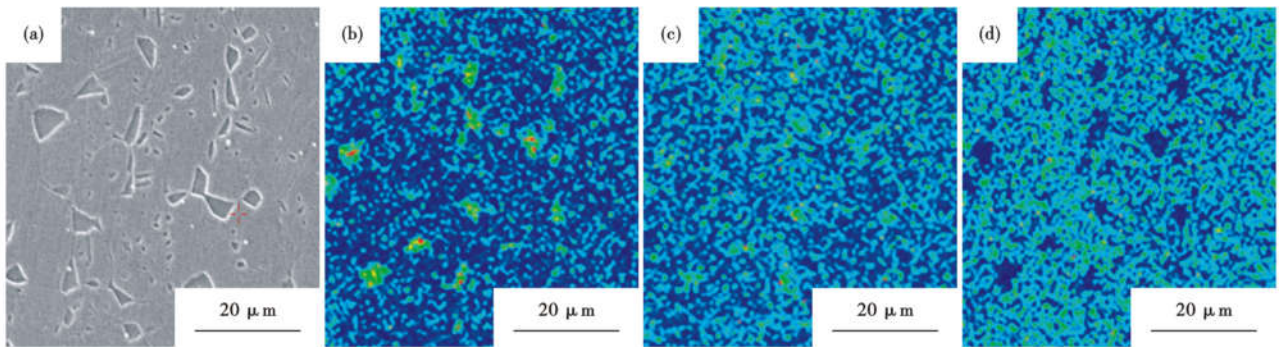


图 7 500 °C 时效后试验钢的组织形貌及电子探针面扫描分析:(a) 组织形貌;(b) Al;(c) Ni;(d) Mn

Fig. 7 Microstrusture morphology and face scanning of electron probe of test steel aged after 500°C : (a) Microstructure morphology; (b) Al; (c) Ni; (d) Mn

明显的两相组织(奥氏体 + 铁素体组织)。经 600 °C 时效处理后铁素体的含量明显比 500 °C 增多, 且晶粒尺寸也在逐渐长大。在 500 °C 和 600 °C 时效后试验钢中晶界处和晶内有少量点状的 κ 型碳化物析出。图 9 为试验钢在 600 °C 时效后的 XRD 谱, 可见时效组织中有奥氏体 + 铁素体 + κ 碳化物。两相组织对比, 可见铁素体峰值明显高于奥氏体, 因此在时效过程中发生了共析反应, 即  $\gamma \rightarrow \epsilon + \kappa$  碳化物。κ 碳化物

(Fe, Mn)<sub>3</sub>AlC 为面心结构, 只是中心原子被 C 原子取代, 因此 κ 碳化物衍射峰非常接近奥氏体衍射峰<sup>[10]</sup>。当时效温度为 700 °C 时, 晶内出现大量细小均匀分布的 κ 碳化物, 这种 κ 碳化物在铁素体组织中产生较强的弥散强化效应, 使钢强度升高、延展性降低。

在时效过程中, 奥氏体晶粒尺寸和铁素体组织形貌均发生了显著的改变。随着时效温度的升高, 不仅使奥氏体晶粒明显长大, 而且增加了 κ 碳化物

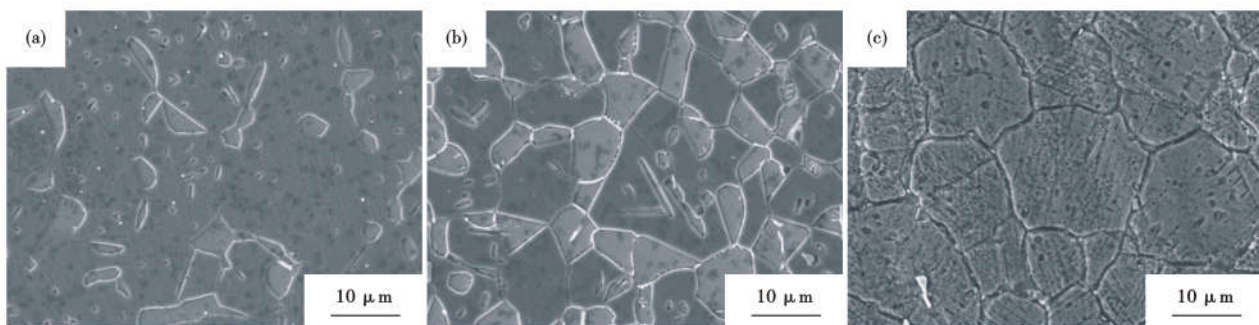


图 8 (a) 500 °C, (b) 600 °C, (c) 700 °C 时效 4 h 后试验钢的组织形貌, SEM

Fig. 8 Microstructure of test steel after solution treated after aging temperatures for 4 h: (a) 500 °C, (b) 600 °C and (c) 700 °C, SEM

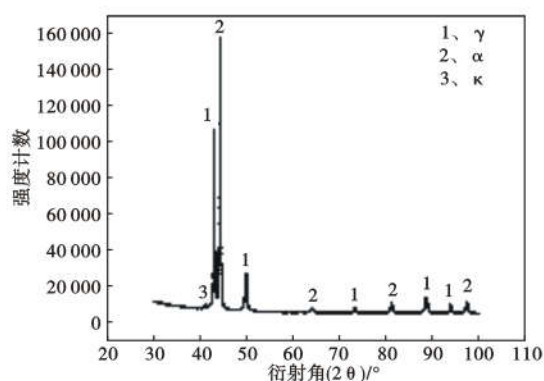


图 9 600 °C 时效后试验钢的 XRD 谱

Fig. 9 XRD spectra of test steel aged after temperature 600 °C

的化学驱动力,促进了碳化物的析出<sup>[11]</sup>,起到析出强化作用,有利于钢强度的提高,力学性能检测数据见表 2。铁素体作为两相中的软相,对钢的塑性影响较大,对强度作用较小。钢中硬相奥氏体组织和软相铁素体组织占比的不同,使钢在塑性变形过程中,具有不同的持续应变硬化现象。在 600 °C 时效时,钢具有更优异的综合性能,其力学性能抗拉强度 1 145 MPa、屈服强度 1 061 MPa、断后伸长率 22%,较固溶态抗拉强度提升 279 MPa。另一方面,试验钢在 700 °C 时效后产生大量 κ 碳化物,在钢发生变形时极易作为裂纹源,使其迅速开裂,从而导致试验

钢的塑韧性显著下降。

### 3 结论

(1) 退火温度对试验钢的显微组织和力学性能影响显著,随着退火温度升高,试验钢的晶粒尺寸明显增大,奥氏体内碳化物也随着退火温度的升高含量较低或者完全溶解在基体内,显著降低试验钢强度而提高其强韧性,经 1 050 °C 加热保温后空冷,抗拉强度为 1 036 MPa,断后伸长率为 39%,冲击功 41 J,强塑积达到 40.4 GPa·%,不能满足设计要求。

(2) 试验钢在 1 050 °C 保温 2 h 后-水冷(固溶工艺)较空冷(退火工艺)铁素体含量明显增加,导致水冷后试验钢抗拉强度下降 170 MPa,断后伸长率增加 10%,冲击功增加 26 J,强塑积达到 42 GPa·%。因此 1 050 °C 保温 2 h 后水冷的组织和性能明显优于空冷。

(3) 经固溶后时效处理,试验钢组织为奥氏体+铁素体+κ 碳化物,时效温度直接影响试验钢的组织、κ 碳化物和性能。铁素体含量和 κ 碳化物的析出量随着时效温度升高而增加,导致试验钢的强度升高、塑韧性下降。600 °C 为最佳的时效工艺,力学性能抗拉强度 1 145 MPa,断后伸长率 22%,冲击功 28 J,综合力学性能全部满足设计要求。

### 参考文献

- [1] 冯路路,乔文玮,鲁修宇. 0.88C-1.2S-0.75Mn-2Al 高强度电缆铠装钢用盘条的试制[J]. 特殊钢, 2019, 40(3): 43-45.
- [2] Sengen. Low Density Fe-Mn-Al-C Steels Phase Structures Mechanisms and Properties[J]. ISIJ International, 2021, 61(1): 16-25.
- [3] 宋仁伯,霍巍丰,周乃鹏,等. Fe-Mn-Al-C 系中锰钢的研究现状与发展前景[J]. 工程科学学报, 2020, 42(7): 814-828.
- [4] 王英虎. Fe-Mn-Al-C 系低密度钢开发中数值模拟的应用[J]. 特殊钢, 2022, 43(1): 22-28.
- [5] 董明伟,袁泽喜,张开广,等. 回火热处理对低屈强比高强钢组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(5): 123-128.
- [6] 吴志强. 高强度高塑性低密度钢的组织性能和变形机制研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2015.
- [7] 杨恩娜. 高锰高铝钢的组织及力学性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2011.
- [8] 周占明,唐 获,赵征志,等. 固溶温度对 Fe-22.8Mn-8.48Al-0.86C 低密度钢组织及性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(9): 123-127.
- [9] 余宏伟,王世森,易 勋,等. 高强度建筑钢屈强比的研究[J]. 云南冶金, 2012, 41(4): 48-52.
- [10] 杨富强,宋仁伯,李亚萍,等. 退火温度对冷轧 Fe-Mn-Al-C 低密度钢性能的影响[J]. 材料研究学报, 2015, 29(2): 108-114.
- [11] 王 萍,郭爱民,侯守清,等. 时效态 Fe-Mn-Al-C 钢的性能和变形机制[J]. 材料研究学报, 2021, 35(3): 184-192.