

热处理工艺对 1 000 MPa 级含钒高强钢 组织和性能的影响

张功庭^{1,2}, 唐 荻¹, 郑之旺², 赵征志¹

(1. 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083; 2. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 对成分为 0.24%C-1.5%Si-2.0%Mn-0.16%V 的冷轧试验钢, 经 780 °C 两相区退火后进行 350~480 °C 不同温度下等温淬火和 380 °C 等温 60~1 200 s 不同时间热处理对比试验, 结合力学性能、显微组织、XRD 分析, 研究了热处理工艺对试验钢组织和性能的影响。结果表明, 试验钢在 780 °C 两相区退火 180 s 后, 经 380 °C 等温淬火处理 360 s, 可获得抗拉强度 1 029 MPa、强塑性积 20.1 GPa·%、加工硬化指数 0.22 的良好综合性能。提高或降低等温温度均使其强度升高, 延伸率降低; 而延长等温时间至 1 200 s, 其强度及延伸率变化不大, 但出现明显屈服平台。等温淬火温度及时间对残余奥氏体体积分数具有重要影响, 在 350~410 °C 范围内提高等温淬火温度, 碳原子扩散能力提高, 使残余奥氏体含量从 2.58% 增大到 3.86%; 而更高的等温淬火温度下, 由于马氏体相变被抑制, 发生贝氏体相变, 残余奥氏体迅速下降; 等温淬火时间超过 180 s 完成碳原子向奥氏体扩散富集, 使其残余奥氏体稳定在 3.5% 左右。

关键词: 含钒高强钢; 热处理; 组织; 性能

中图分类号: TF76, TG156

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2020)04-0139-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2020.04.025

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Effects of Heat-treatment Processes on Microstructures and Properties of a 1 000 MPa Grade Vanadium-alloyed High Strength Steel

Zhang Gongting^{1,2}, Tang Di¹, Zheng Zhiwang², Zhao Zhengzhi¹

(1. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China)

Abstract: The 0.24%C-1.5%Si-2.0%Mn-0.16%V cold-rolled steel was heat treated at 780 °C intercritical annealing for 180 s, then quenching into 350~380 °C for 360 s, or quenching into 380 °C for holding 60~1 200 s. The microstructures and properties after heat treatments were tested by tension test, OM, SEM and XRD analysis. The results show that the good comprehensive property with tensile strength of 1 029 MPa, product of strength and elongation of 20.1 GPa·%, work hardening index of 0.22, is obtained by quenching into 380 °C for 360 s. The higher or lower quenching temperature, the higher tensile strength and the lower elongation are. As the holding time prolongs to 1 200 s, the strength and elongation are not varying much, but the yield platform appears. The volume fraction of retained austenite (RA) can be greatly affected by equal quenching temperature and time. The volume fraction of RA increases from 2.58% to 3.86% as isothermal the temperature increasing from 350 °C to 410 °C, and then rapidly decreases in higher temperatures since martensite transformation is hindered and bainite transformation appears. And the RA maintains about 3.5% as the carbon has been enriched in austenite under isothermal quenching for 180 s.

Key words: vanadium alloyed high strength steel, heat treatment, microstructure, property

收稿日期: 2020-05-27

基金项目: 攀枝花市高新技术及产业化项目(2017CY-G-3)。

作者简介: 张功庭(1985—), 男, 江西兴国人, 汉族, 高级工程师, 主要从事冷轧先进高强钢板开发工作。E-mail: gongting-zhang@163.com。

0 引言

近年来,汽车轻量化发展需求促进了诸如双相钢、相变诱发塑性钢、马氏体钢、淬火配分钢、复相钢等汽车用先进高强钢的发展。对于这类先进高强钢,其强化方式主要通过马氏体相变或贝氏体相变等组织强化来实现,而其塑性则通过保留一定的铁素体和/或残余奥氏体来改善。另外,汽车用先进高强钢还常采用细化晶粒方式来同时提高强度和改善塑性。Nb、V、Ti微合金化技术均具有良好的细晶及析出强化效果,广泛应用于汽车用高强钢与超高强钢中。除细化晶粒、析出强化外,V微合金化较Nb、Ti微合金化还有其独特的优势,如在双相钢中,钒微合金化在两相区退火时提高奥氏体淬透性^[1-2],促进退火后冷却时相变铁素体形成^[3-4],加速碳从相变形成铁素体向奥氏体扩散,从而抑制珠光体与贝氏体形成,利于马氏体形成;钒是强碳、氮化物形成元素,它对减弱铁素体间隙固溶强化,产生高延性的铁素体,消除屈服点伸长均有好处^[5]。在相变诱发塑性钢中,Scott等^[6]认为钒微合金化提高TRIP钢强度主要是利用钒的碳氮化物在铁素体中的弥散析出,而不是依靠钒阻止奥氏体晶粒长大从而达到细晶强化。史文等人对TRIP钢研究也认为钒和铝的复合添加可以有效地提高TRIP钢的强塑性^[7]。

从以上前人研究结果来看,V微合金化在冷轧先进高强钢中的作用还是利用其细晶及弥散析出作用,来提高其强度或改善其塑性。然而V微合金化对主要基于相变控制的冷轧先进高强钢的作用机理还不是很明确,特别对于这种强碳化物形成元素对残余奥氏体含量及其稳定性控制的影响研究还比较缺乏。针对V微合金化对提高强度和改善强塑性作用,笔者拟在传统TRIP钢的成分基础上,进行V微合金化,探索两相区退火后,在 M_s 附近等温淬火下对组织和性能演变规律的研究,以获得抗拉强度1 000 MPa级高强钢,为V微合金化在冷轧高强钢中应用提供一定的指导作用。

1 试验材料及方法

成分为0.24% C-1.5% Si-2.0% Mn-0.16% V的试验钢由实验室150 kg真空熔炼炉冶炼而得,通

过相变仪测得该试验钢的 A_{c1} 、 A_{c3} 、 M_s 、 M_f 点温度分别为713、863、376、252℃。

试验钢经开坯轧制、热轧精轧至3.0 mm厚后,在650℃恒温箱式炉内保温1 h模拟卷取,最后空冷到室温。获得的热轧板经酸洗、实验室四辊单机架可逆轧机轧制成1.5 mm冷轧板,沿轧制方向切下尺寸为1.5 mm×30 mm×230 mm(轧向)试样若干,进行盐浴热处理试验。

盐浴热处理过程如下:试样先挂入780℃中温盐浴炉内进行两相区退火,保温180 s以获得铁素体和奥氏体组织,而后迅速将试样放入350、380、410、450、480℃低温盐浴炉内进行等温淬火,等温时间为360 s;同时,为了研究等温淬火时间对试验钢组织和性能的影响,在380℃分别进行等温淬火60、180、360、600、1 200 s对比试验。所有试样经等温淬火后水冷至室温。

将热处理后的试样按GB/T228—2010加工成标距为50 mm的标准拉伸试样,利用Instron拉伸试验机测试其力学性能;在热处理后试样中线切割出金相样和XRD样,通过砂纸磨制、机械抛光和3%硝酸酒精腐蚀,利用蔡司AxioObserver. 1m研究级显微镜进行显微组织分析;利用XRD(Co靶,电压35 kV,电流50 mA)测试试样表面A200、A220、A311和M200、M211衍射峰,根据奥氏体与马氏体衍射强度之间比值法^[8-9]计算出残余奥氏体体积分数。

2 试验结果及分析

2.1 等温淬火温度对试验钢组织和性能影响

图1显示了试验钢在不同等温淬火温度下的显微组织演变规律。可见,试验钢由细晶等轴铁素体(白亮色,10 μm以下)、回火马氏体(黑色)、新鲜马氏体(最后水淬得到的马氏体,白色,呈无规则长条状或块状)、马奥岛(2 μm以下,弥散分布在铁素体、回火马氏体和新鲜马氏体界面之间)组成。等温淬火温度从350℃升高到380℃,铁素体晶粒大小差异较小,但回火马氏体呈降低趋势;当等温淬火温度升高到410℃,由于碳原子扩散能力提高,马氏体中过饱和碳原子也更容易以碳化物析出,其回火马氏体表现成黑色块状(如图1d);当等温淬火温度升高到480℃,其黑色的组织还表现出似针状,为贝氏体组织。另外,当等温淬火温度升高,已超过其 M_s 点,等温淬火时得到的马氏体减少,而最后水淬得到的新鲜马氏体增多。

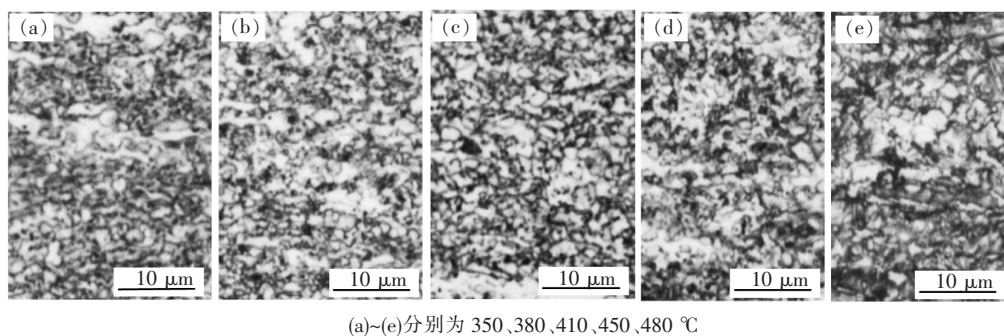


图1 等温淬火温度对试验钢显微组织的影响

Fig. 1 Optical micrographs of the samples after isothermal quenching

随着等温淬火温度的升高,残余奥氏体体积分数先增加后迅速降低,在410 °C时达到最大值,其平均值为3.86%;当等温淬火温度升高到480 °C时,未检测出残余奥氏体(见图2)。因此,虽然410 °C和480 °C等温淬火后也观察到细小弥散的马奥岛,其实际主要为新鲜淬火马氏体。

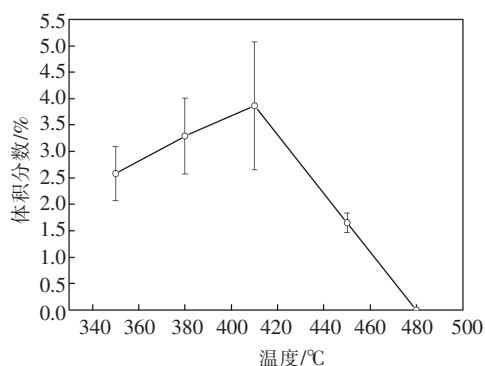


图2 试验钢中残余奥氏体体积分数随等温淬火温度的变化情况

Fig. 2 The changes of the volume fraction of retained austenite under different isothermal quenching temperatures

图3为试验钢在780 °C两相区保温180 s不同温度淬火后的力学性能。随着等温淬火温度从350 °C升高到380 °C,试验钢的屈服强度(R_{eL})从630 MPa升高到669 MPa,抗拉强度(R_m)从1 104 MPa降低到1 029 MPa,延伸率从15%升高到19.5%,强塑积从16.6 GPa·%增大到20.1 GPa·%;而当等温淬火温度升高到410~480 °C时,屈服强度先降低后升高,抗拉强度从1 032 MPa逐渐增大到1 249 MPa,延伸率从17.5%快速降低到9.5%,强塑积也从18.1 GPa·%迅速降低到11.9 GPa·%。

在350 °C和380 °C等温淬火时,由于低于或接近马氏体相变点,奥氏体先发生马氏体相变,且温度越低,马氏体转变量越多,因此,表现出350 °C具有更高的强度。随着等温温度的升高,由于高于 M_s ,马氏体相变逐渐被抑制,部分奥氏体将发生贝氏体相变,更多的奥氏体将在最后水冷过程变为新鲜淬火马氏体,同样使试验钢强度升高。

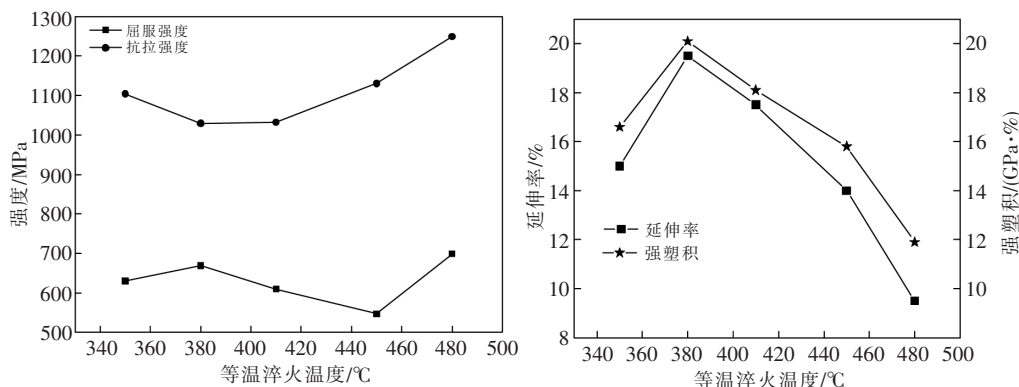


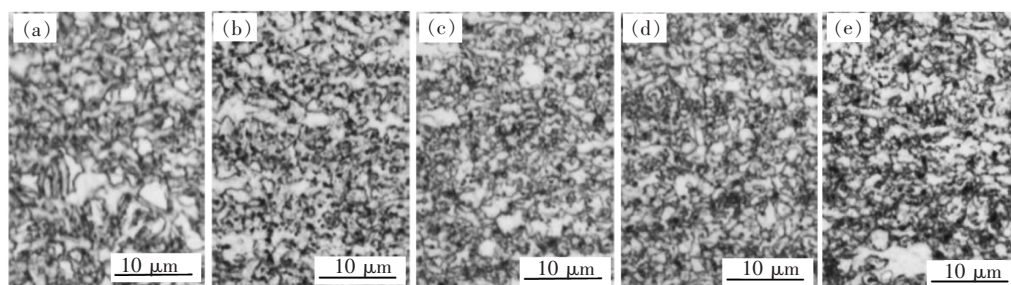
图3 等温淬火温度对试验钢力学性能的影响

Fig. 3 The effect of isothermal quenching temperature on the mechanical properties

2.2 等温淬火时间对试验钢组织和性能影响

图 4 显示了试验钢在 380 °C 等温淬火 60 ~ 1 200 s 后显微组织的演变规律。可见,试验钢均由细晶等轴状铁素体、回火马氏体、新鲜马氏体、马奥岛组成。在 60 s 短时间等温下,得到的马氏体来不及发生分解,其回火马氏体的特征不及长时间等温下的明显(见图 4e 黑色回火马氏体组

织);短时间等温淬火,使马氏体中碳原子来不及扩散到残余奥氏体中,不能提高其稳定性,最后水淬时残余奥氏体基本转变为新鲜马氏体,即其室温残余奥氏体量很少。在 380 °C 等温淬火下,随着等温时间的延长,在 180 s 内,残余奥氏体体积分数快速升高,而后基本保持不变,平均在 3.5% 左右,见图 5。



(a)~(e)的等温淬火时间分别为 60、180、360、600、1 200 s

图 4 试验钢不同等温时间下的显微组织

Fig. 4 Optical micrographs of the samples after isothermal quenching for different time

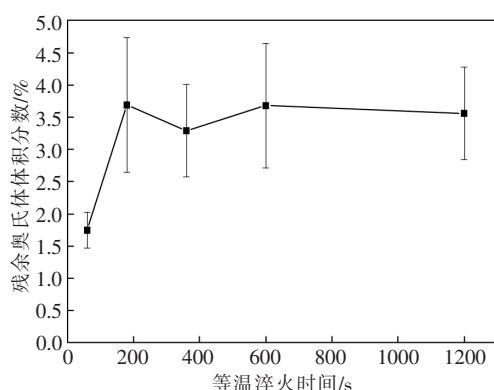


图 5 试验钢残余奥氏体体积分数测试结果

Fig. 5 The changes of the volume fraction of retained austenite of sample after isothermal quenching for different time

图 6 为试验钢在 780 °C 两相区保温 180 s 后,在 380 °C 等温淬火 60 ~ 1 200 s 下的性能变化。随着等温时间的延长,试验钢的屈服强度呈上升趋势,抗拉强度呈逐渐下降趋势,断后伸长率先升高后降低,其强塑积最高为 20.1 GPa · %,即在等温 360 s 时获得最佳性能。

3 讨论

3.1 热处理工艺对加工硬化行为影响

图 7 给出了几种典型热处理工艺后试样的拉伸应

力—应变曲线以及其对应的瞬时加工硬化指数 $d\sigma/d\varepsilon$ 变化情况。从应力—应变曲线来看,在 350 °C 和 480 °C 等温热处理工艺中,试验钢强度均提高,但延伸率降低,特别是在 480 °C 等温时,延伸率大幅降低;在 380 °C 长时间等温处理后,其强度及延伸率均变化不大,但出现明显的屈服平台,其原因为碳原子在长时间等温过程中具备了可自由活动能力。从加工硬化能力来看,试验钢屈服变形后,其瞬时加工硬化指数 $d\sigma/d\varepsilon$ 呈缓慢降低趋势,其中 480 °C 等温处理试样初始塑性变形时具有 0.34 的加工硬化指数,但随着塑性变形的增加,其加工硬化指数迅速降低,表现为马氏体的加工硬化特性 0.10;而 380 °C 等温处理的试样虽然初始加工硬化指数没有那么多高,但后续塑性变形过程中其加工硬化指数稳定维持在 0.22 左右,且其加工硬化指数呈轻微波动为非连续 TRIP 效应(由于其残余奥氏体含量较少,其振幅不大)。需指出的是,所有试样在真应变 0.07 左右出现加工硬化指数突变,其原因为拉伸过程中进行了一次拉速的突变。

3.2 热处理工艺对残余奥氏体稳定性影响

当前,对于冷轧汽车用先进高强钢,奥氏体稳定性主要通过提高奥氏体中碳浓度^[1],以及改善其形貌、尺寸和分布^[11],如薄膜状较块状的残余奥氏体稳定;尺寸越小,其稳定性越高;分布在马氏体板条间的残余奥氏体稳定性较马氏体与铁素体晶界处的高。残余奥氏体中碳浓度及其分布特征与热处理工艺密切相关。

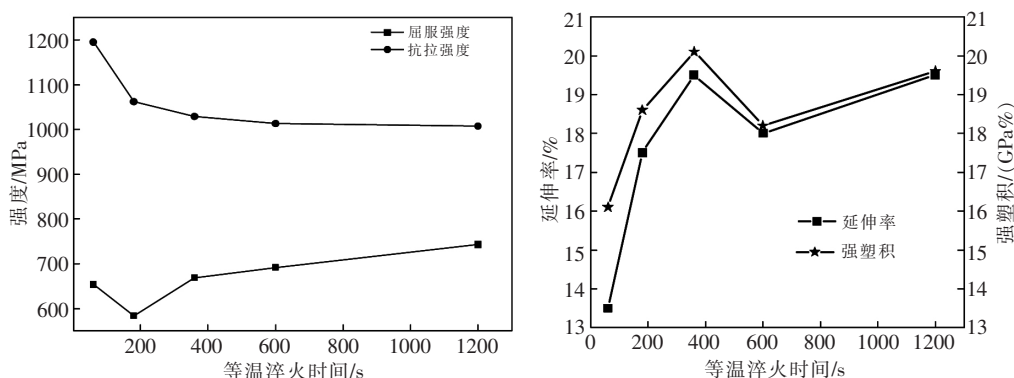


图6 等温淬火时间对试验钢力学性能的影响

Fig. 6 The effect of isothermal quenching time on the mechanical properties

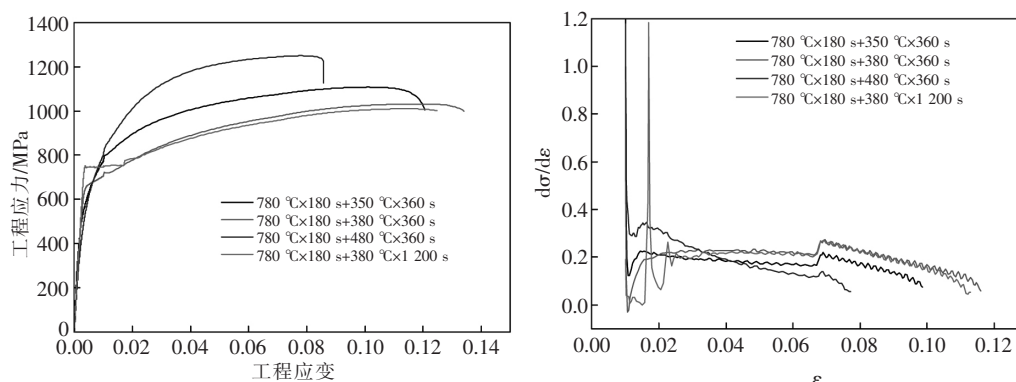


图7 试验钢拉伸曲线及加工硬化曲线

Fig. 7 The engineering stress vs strain curves and its work hardening behaviors under different heat treatments

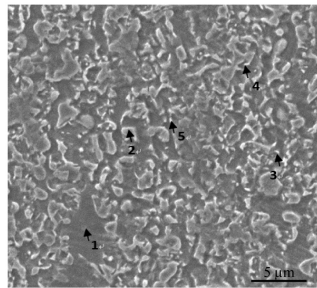
试验钢在 780 °C 两相区退火后,其 BCC、FCC 相对体积分数分别为 38.5% 和 61.5%,其中,FCC 相中含 0.26% 左右 VC,奥氏体中碳、硅、锰的质量分数分别为 0.33%、1.39% 和 2.5%。由 M_s 与钢中各元素含量的关系^[2]:

$$M_s = 539 - 423 [\text{C}] - 30.4 [\text{Mn}] - 7.5 [\text{Si}] \quad (1)$$

式中, [C]、[Mn] 和 [Si] 分别为 C、Mn 和 Si 的质量分数。计算得到两相区退火后奥氏体的 M_s 点温度为 313 °C。按此理论计算,则试验钢在 350 ~ 480 °C 等温淬火时将只发生贝氏体转变,其马氏体由最后水冷而得,即不会出现回火马氏体组织。实际上,试验钢两相区退火后,其奥氏体成分是不均匀的。图 8 显示了 780 °C×180 s+380 °C×360 s+水淬下试验钢不同组织间的能谱分析,铁素体中 Mn、V 含量较低,Si 成分不均匀(见谱图 1、3),马氏体中 Mn 含量较高(见谱图 2),马奥岛中 Mn 不均匀(见谱图 4、5)。由于成分不均匀,在等温淬火过程中,仍有部

分奥氏体发生马氏体相变。

随着等温淬火温度的升高,碳原子的扩散能力增强,先形成的马氏体中的碳原子向残余奥氏体中扩散富集,提高其稳定性,因此,当等温温度从 350 °C 提高到 410 °C 时,其残余奥氏体从 2.58% 升高到 3.86%;而继续将等温淬火温度升高到 450 °C 和 480 °C,马氏体相变被抑制,而发生贝氏体相变,残余奥氏体中碳浓度无法进一步富集,导致最终水冷时转变成新鲜马氏体,残余奥氏体含量迅速降低。在 380 °C 等温 60 ~ 1 200 s 不同时间下,由于碳原子向残余奥氏体中扩散需要时间,在 60 s 短时间等温下,碳原子来不及向奥氏体晶内偏聚,从而导致其最终残余奥氏体含量较低;随着等温时间的延长,马氏体中碳原子向残余奥氏体中扩散,提高其稳定性;但当时间超过 180 s 后,试验钢中各组织间的碳原子达到平衡状态,继续延长等温时间,对其含量影响不明显。



谱图	Si	V	Mn	Fe	总的
谱图 1	1.81	0.05	0.15	97.99	100.00
谱图 2	1.46	0.08	3.16	95.30	100.00
谱图 3	0.95	0	0.13	98.92	100.00
谱图 4	2.55	1.68	0.98	94.79	100.00
谱图 5	1.48	1.78	3.35	93.39	100.00

图 8 试验钢(780 °C×180 s+380 °C×360 s+水淬)的 SEM 形貌及能谱分析

Fig. 8 The scanning electron micrograph and its energy spectrum analysis of the specimen treated by quenching at 380 °C for 360 s

4 结论

1) 0.24% C-1.5% Si-2.0% Mn-0.16% V 的试验钢在 780 °C 两相区退火 180 s 后,经 380 °C 等温淬火处理 360 s,可获得抗拉强度 1 029 MPa、强塑积 20.1 GPa·%、加工硬化指数 0.22 的良好综合性能。提高或降低等温温度均使其强度升高,延伸率降低。而延长等温时间至 1 200 s,其强度及延伸率

变化不大,但将出现明显屈服平台。

2) 等温淬火温度及时间对残余奥氏体体积分数具有重要影响,在 350 ~ 410 °C 范围内提高等温淬火温度,碳原子扩散能力提高,使残余奥氏体含量从 2.58% 增大到 3.86%;而更高的等温淬火温度下,由于马氏体相变被抑制,发生贝氏体相变,残余奥氏体迅速下降。试验钢等温淬火时间超过 180 s 完成碳原子向奥氏体扩散富集,使其残余奥氏体稳定在 3.5% 左右。

参考文献

- [1] Ostrom P, Lonnberg B, Lindgren I. Role of vanadium in dual-phase steels [J]. Metals Technology, 1981, 8(3): 81-93.
- [2] Markd G D, Matlock D K, Kraus G. The effect of intercritical annealing temperature on the structure of niobium microalloyed dual-phase steel [J]. Metall. Trans. A, 1980, 11A: 1683-1689.
- [3] Son Y I, Lee Y K, Park K, et al. Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: Microstructure and tensile properties [J]. Acta Materialia, 2005, 53: 3125-3134.
- [4] Waddington E, Hobbs R M, Duncan J L J. Comparison of a dual phase steel with other formable grades [J]. Journal of Applied Metaworking, 1980, 1: 35-47.
- [5] Davies R G. Deformation behavior of a vanadium-strengthened dual phase steel [J]. Metall. Trans. A, 1978, 9 A(1): 41-52.
- [6] Scott C, Perrard F, Barges P. Microalloying with vanadium for improved cold rolled TRIP steels [C] // In: proc. International Seminar 2005 on Application Technologies of Vanadium in Flat-rolled Steels. Suzhou, China: Vanitec Limited, 2005: 13-25.
- [7] Shi Wen, Li Lin, Yang Chunxia, et al. Strain-induced transformation of retained austenite in low-carbon low silicon TRIP steel containing aluminum and vanadium [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2006, 429: 247-251.
- [8] Zhao Chuan, Zhang Chi, Cao Wenquan, et al. Austenite thermal stabilization through the concentration of manganese and carbon in the 0.2C-5Mn steel [J]. ISIJ International, 2014, 54(12): 2875-2880.
- [9] Guo Haoran, Gao Guhui, Gui Xiaolu, et al. Structure-property relation in a quenched-partitioned low alloy steel involving bainite transformation [J]. Materials Science & Engineering A, 2016, 667: 224-231.
- [10] Santofimia M J, Nguyen-Minh T, Zhao L, et al. New low carbon Q & P containing film-like intercritical ferrite [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2010, 527: 6429-6439.
- [11] Xiong X C, Chen B, M, Huang X, et al. The effect of morphology on the stability of retained austenite in a quenched and partitioned steel [J]. Scripta Mater., 2013, 68(5): 321-324.
- [12] Mahieu J, De Cooman B C, Maki J. Phase transformation and mechanical properties of Si-Free C-Mn-Al transformation-induced plasticity aided steel [J]. Metall Mater. Trans., 2002, 33A: 2573-2580.