

等温淬火对 700 MPa 冷轧 TRIP 钢 0.15C-1.5Mn-1.4Si-0.03Nb-0.03Ti-0.005N 力学性能的影响

姚春发 李光瀛
(钢铁研究总院,北京 100081)

摘要 试验钢由 50 kg 真空感应炉冶炼,锻造成 60 mm 板坯经 1 250 °C 均匀化处理后热轧至 4 mm 板,再冷轧至 1 mm 板。研究了试验 TRIP(转变诱发塑性)钢冷轧板 820 °C 3 min 淬火时等温淬火温度(350 ~ 450 °C)和保温时间(1 ~ 10 min)对钢的组织性能的影响。结果表明,奥氏体等温淬火工艺对试验钢的力学性能有显著影响;最佳的等温淬火工艺为 820 °C 3 min + 400 °C 5 min 水冷,该钢的抗拉强度与总伸长率分别为 766 MPa 与 37%,即强塑积达 28.34 GPa·%; 10 nm 级 Nb(CN) 粒子的大量析出是造成该试验钢强度显著提高的主要原因。

关键词 Ti-Nb 微合金化 TRIP 钢 冷轧板 等温淬火 组织 力学性能

Effect of Austempering on Mechanical Properties of 700 MPa Cold Rolled TRIP Steel 0.15C-1.5Mn-1.4Si-0.03Nb-0.03Ti-0.005N

Yao Chunfa and Li Guangying
(Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract Test steel is melted by a 50 kg vacuum induction furnace, forged to 60 mm slab, homogenized at 1 250 °C then hot-rolled to 4 mm plate and cold rolled to 1 mm sheet. The effect of austempering temperature (350 ~ 450 °C) and holding time (1 ~ 10 min) on structure and mechanical properties of 820 °C 3 min quenched test TRIP steel cold-rolled sheet has been studied. Results show that the effect of process of austempering on mechanical properties of test steel is obvious; the optimum austempering process is 820 °C 3 min + 400 °C 5 min, water cooling, the tensile strength and total elongation are respectively 766 MPa and 37%, i. e. the strength-plasticity product is 28.34 GPa·%; a lot of Nb (CN) particles precipitation with 10 nanometer size is main factor to increase the strength of test steel.

Material Index Ti-Nb Microalloying, TRIP Steel, Cold-Rolled Sheet, Austempering, Structure, Mechanical Properties

在众多的高强度汽车用钢中,TRIP(Transformation induced plasticity)钢,由于其在提高钢强度的同时可以显著改善塑性,因而是目前最具市场前景的新一代汽车用钢之一^[1-3]。以含微合金元素 Ti 和 Nb 的 C-Mn-Si 系冷轧 TRIP 钢为研究对象,研究了奥氏体等温淬火工艺对 700 MPa 级冷轧 TRIP 钢力学性能的影响,并分析了其影响因素与作用机制。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料与热处理工艺设计

试验钢化学成分(%)为 Fe-0.15C-1.5Mn-1.4Si-0.03Nb-0.03Ti-0.005N。该成分钢由 50 kg 真空感应炉冶炼后,把 39 kg 钢锭锻造成 100 mm(长)×80 mm(宽)×60 mm(厚)方坯。方坯经 1 250 °C 均匀化处理后热轧至 4 mm,空冷。最后将热轧后钢板去除表层氧化皮后冷轧至 1 mm。对于冷轧 TRIP 钢而言,其最佳力学性能所对应的双相区退火温度通常为 T_{50} (铁素体和奥氏体各占 50%)

温度^[4,5]。因此先通过 Thermo-Calc 热力学软件(TCFE 3 数据库)计算了试验钢的 T_{50} 温度(820 °C),并选为双相区退火温度。具体热处理制度如下:首先将冷轧后钢板加热至 820 °C,保温 3 min;然后将钢板快速浸入不同温度的盐浴炉内(350 ~ 450 °C),保温不同时间(1 ~ 10 min)后水淬至室温。

1.2 试验方法

对不同等温淬火工艺下的冷轧 TRIP 钢进行纵向室温拉伸性能测试,并利用日立 S-4300 冷场扫描电子显微镜(SEM)观察其组织形貌。采用 JEOL-2100F 型高分辨透射电镜(HRTEM),观察试验钢中各类析出相粒子的形貌、成分与尺寸(萃取复型碳膜样品),并通过相分析和 X 射线小角度散射测定析出相的类型与粒度分布等。

2 试验结果与讨论

2.1 显微组织

由图 1(a,b)可见,在同一保温时间下,等温淬

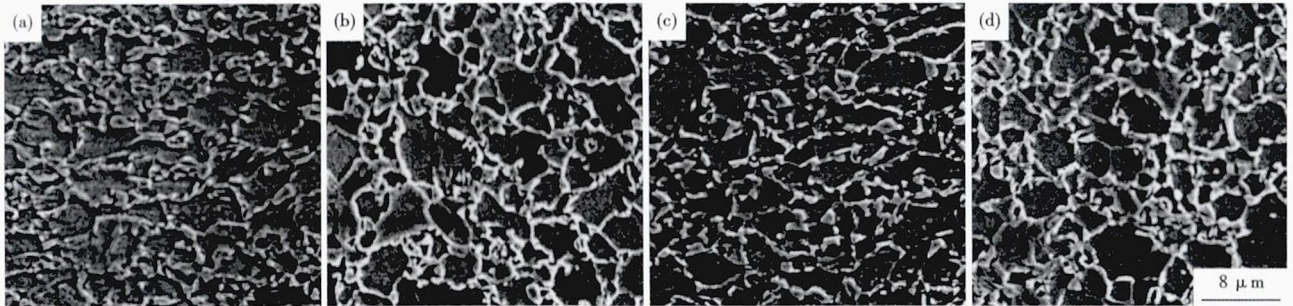


图 1 375 °C 5 min(a), 450 °C 5 min(b), 400 °C 1 min(c) 和 400 °C 10 min(d) 等温淬火试验钢的组织形貌, SEM
Fig. 1 Morphology of structure of test steel austempered at 375 °C for 5 min (a), 450 °C for 5 min (b), 400 °C for 1 min (c) and 400 °C for 10 min (d), SEM

火温度越低, 贝氏体数量升高的同时其板条宽度也相对更为细小弥散。而在同一等温淬火温度下, 随着等温时间的延长(图 1c, d), 贝氏体生成量逐渐增多的同时铁素体晶粒尺寸也逐渐增大。

2.2 力学性能

图 2(a) 给出了 820 °C 3 min + 不同等温淬火温度下(保温时间均为 5 min) 试验钢力学性能的变化规律。可见在 350 ~ 450 °C 等温温度区间内, 随着等温温度的升高, 钢的抗拉强度(R_m) 与屈服强度($R_{p0.2}$) 均逐渐降低。但对于试验钢的塑性与强塑积(抗拉强度 × 伸长率) 而言, 其变化趋势并不随着等温淬火温度的升降而单调改变, 而是存在一段最佳的奥氏体等温淬火温度, 在该温度下钢的塑性与强塑积均达到最大值。对于试验钢而言, 其最佳等温淬火温度为 400 °C, 相应的抗拉强度为 766 MPa, 伸长率(A) 为 37%, 强塑积高达 28.34 GPa · %。

关于等温淬火温度对试验钢力学性能的影响机制: 一方面等温淬火温度越低, 从双相区骤降下来的过冷度越大, 越容易生成更多的贝氏体组织(图 1a, b)。此时不仅贝氏体板条尺寸更加细小(细晶强化), 同时也导致了基体组织中位错密度的显著提高(位错强化), 其共同作用造成了在较低的等温淬火温度下, 试验钢的屈服强度与抗拉强度显著提高; 另一方面残余奥氏体含量及其奥氏体的稳定性是 TRIP 钢获得高强度与高塑性配合的最重要原因, 而残余奥氏体的化学稳定性高低主要是由其内部的含 C 量多少来决定^[6-7]。较低的等温淬火温度虽然可以使钢中残余奥氏体的稳定性提高, 但由于低

温下合金元素扩散系数很低, 普通的热处理保温条件下, 很难使奥氏体的 C 含量达到平衡状态^[8]。同时较低的等温淬火温度会引起基体组织中贝氏体所占的体积分数显著升高, 从而使得残余奥氏体的体积分数相对减少, 最终造成了钢的塑性与强塑积明显降低。同样在较高的等温淬火温度下也更易生成 Fe₃C 等富碳相, 因而会更进一步消耗碳原子, 降低其残余奥氏体稳定性, 最终导致 TRIP 效应明显降低。

图 2(b) 给出了经 820 °C 3 min + 400 °C (不同保温时间 1 ~ 10 min) 下钢的力学性能变化规律。可见随着等温时间的延长(1 ~ 10 min), 抗拉强度逐渐降低后趋于平稳, 而屈服强度却呈现线性增大趋势。同时, 伸长率与强塑积均随着等温时间的延长而呈现先升高而后降低的趋势。其原因在于随着等温时间的延长, 双相区未转变的亚稳态奥氏体将继续发生贝氏体相变, 从而引起了钢中硬质相贝氏体体积分数的升高, 最终造成了试验钢屈服强度的逐渐升高(图 1c, d)。而对于试验钢的塑性而言, 随着

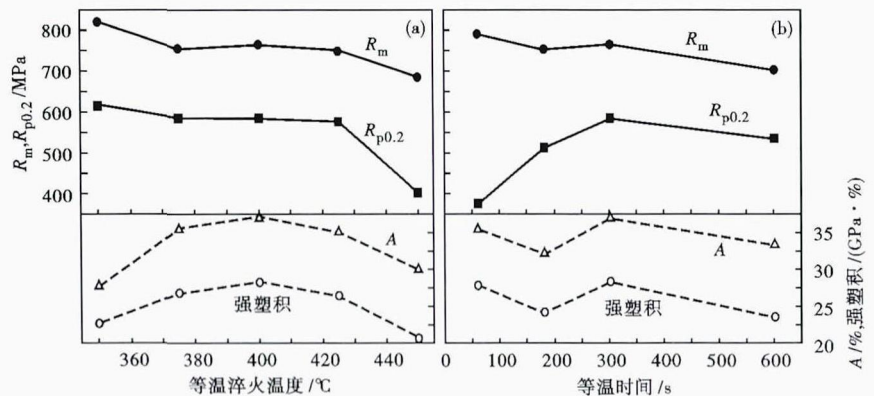


图 2 奥氏体等温淬火温度(保温 5 min) (a) 和 400 °C 保温时间(b) 对试验钢冷轧板力学性能的影响

Fig. 2 Effect of austempering temperature with hold time 5 min (a) and holding time at 400 °C (b) on mechanical properties of test steel cold-rolled sheet

贝氏体生成量的加大,将会进一步向未转变的奥氏体中排碳,从而使残余奥氏体的化学稳定性有所提高,导致在保温阶段前期,钢的塑性有所提高。但一旦保温时间过长,将会生成 Fe₃C 等富碳相,即再一次消耗了碳原子,降低了残余奥氏体的稳定性,最终导致在保温阶段后期,钢的塑性逐渐降低^[9-10]。

2.3 钢中第二相粒子表征

2.3.1 相分析与第二相粒子形貌

图 3 (a, b) 分别给出了在 820 °C 3 min + 450 °C 5 min 工艺

下,钢中析出相的定性 XRD 衍射图以及采用 X 射线小角度散射测量的 MC 相 {Nb(CN)} 粒度分布图。由 XRD 定性结果可知(图 3a),钢中析出相主要为具有面心立方晶体结构的 Nb(CN)、TiN、MnS 以及具有斜方晶系的 Fe₃C 等 4 种类型析出相。同时由 X 射线小角度散射粒度测量结果可知(图 3b),颗粒尺寸为 1 ~ 50 nm 的 MC 相粒子约占总析出相质量分数的 42.6%,有利于提高试验钢的强度与均匀塑性。

由图 4(a) 可见钢中发现了两类尺寸级别的 TiN 粒子,分别为大尺寸的液析 TiN 粒子(1# 位置颗粒尺寸 > 1 μm)与小尺寸的固析 TiN 粒子(2# 位置颗粒尺寸 < 100 nm)。对于连铸及冷却阶段液相析出的 TiN 粒子而言,由于颗粒尺寸较大,既不能阻止奥氏体晶粒长大,也不能起到沉淀强化作用,相反其析出会占用部分微合金元素 Ti 和 Nb,从而造成了

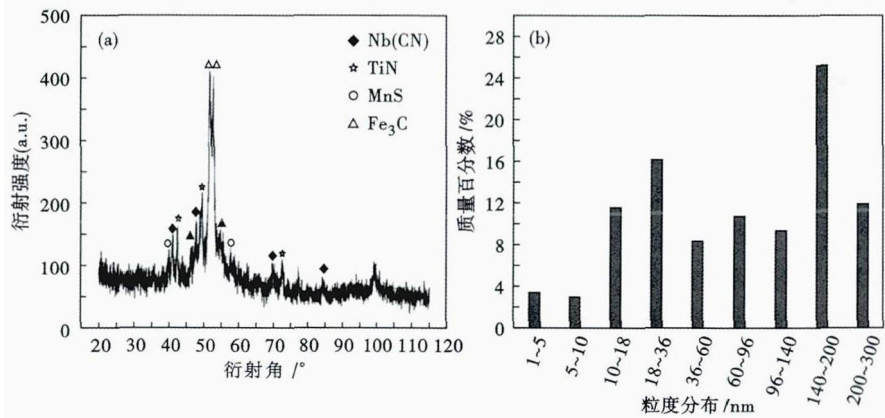


图 3 试验钢中析出相 X-射线衍射(XRD)定性分析(a)与 MC 相的粒度分布(b)
Fig.3 XRD qualitative analysis of precipitated phases in test steel (a) and distribution of particle size of MC phase (b)

Ti 和 Nb 的细晶强化和沉淀强化效果减弱,这对钢的性能不利,应加以避免^[11-12]。而对于铸坯凝固后析出的几十纳米的小尺寸 TiN 粒子而言,由于其尺寸细小,同时又具备非常优异的高温稳定性,因而可以显著钉扎晶界迁移,提高对晶粒长大的抵抗力,从而可在均热阶段有效抑制奥氏体晶粒长大^[13-14]。

图 4(b) 给出了颗粒尺寸小于 10 nm 的球状 Nb(CN)粒子的 HRTEM 明场相形貌以及对应位置的 EDS 能谱图。此类小尺寸 Nb(CN)粒子对最终钢板的综合力学性能的提高起到了至关重要的作用。

2.3.2 第二相强化机理分析

国内外研究学者提出的第二相沉淀析出的两种强化机制均与第二相颗粒与滑移位错的交互作用有关:(1)位错切过第二相粒子的切过机制;(2)位错绕过第二相粒子并留下环绕颗粒位错环的 Orowan 机制。前者中的第二相颗粒被称为可变形颗粒,而

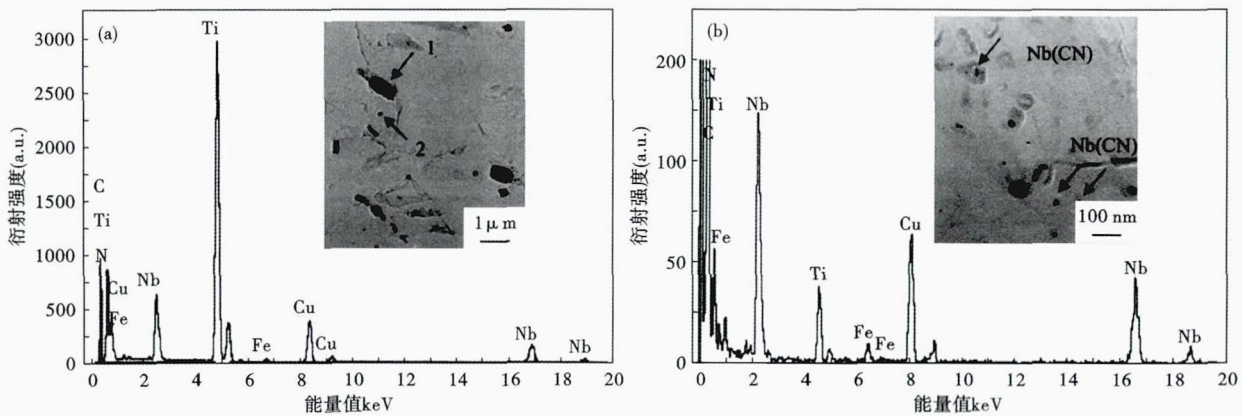


图 4 试验钢中粒子的形貌,HRTEM 明场及对应 EDS 能谱图:(a) TiN 颗粒;(b) ≤ 10 nm 的 Nb(CN) 颗粒

Fig.4 Morphology of particles in test steel, HRTEM, BF and corresponding EDS spectrum: (a) TiN particles; (b) ≤ 10 nm Nb(CN) particles

表 1 试验钢的沉淀析出强化增量值 820 °C 3 min + 450 °C 5 min 水冷

Table 1 Strengthening increment of precipitates in test steel, 820 °C 3 min + 450 °C 5 min, water cooling

粒度尺寸/ nm	质量分数/ %	体积分数/ %	强度增量/ MPa	Σ/ MPa
1~5	3.4	0.002 35	28.79	91.60
5~10	3.0	0.002 07	15.82	
10~18	11.6	0.008 02	20.26	
18~36	16.2	0.011 19	14.73	
36~60	8.4	0.005 81	6.79	
60~90	10.8	0.007 46	5.22	

后者中的第二相颗粒被称为不可变形颗粒。考虑到钢铁材料中的第二相析出粒子均较硬,位错很难切过第二相粒子,因此 Orowan 机制最有可能为本试验所研究的第二相析出强化控制机制^[15]。第二相析出强化增量计算模型^[16]为:

$$\Delta\sigma_p = 8.995 \times 10^3 \cdot f^{1/2} / d \cdot \ln(2.417 d)$$

式中: f - 第二相的体积分数; d - 第二相颗粒尺寸/nm。

根据析出相定量分析结果与粒度尺寸分布测量

参考文献

- [1] 江海涛,唐 获,米振莉. 汽车用先进高强度钢的开发及应用进展[J]. 钢铁研究学报,2007,19(8):1-6.
- [2] Shi J, Sun X J, Dong H. Ultrafine Grained High Strength Low Alloy Steel with High Strength and High Ductility[J]. Materials Science Forum, 2010, 654-656: 238-241.
- [3] 李 麟. 相变塑性钢—原理、性能、设计和应用[M]. 北京: 科学出版社, 2009.
- [4] Kim S J, Lee C G, Choi I, et al. Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15wt Pct C Transformation-induced Plasticity-aided Cold-rolled Steel Sheets[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(3): 505-514.
- [5] Srivastava A K, Jha G, Gope N, et al. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP-aided Steel[J]. Materials Characterization, 2006, 57(2): 127-135.
- [6] Sugimoto K, Misu M, Kobayashi M, et al. Effects of Second Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-aided Dual-phase Steel Sheet[J]. ISIJ International, 1993, 33(7): 775-782.
- [7] Timokhina I B, Hodgson P D, Pereloma E V. Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity Steels[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2004, 35A: 2331-2341.
- [8] Chen Y, Chen X, Yuan Z X, et al. Effects of Carbon Content and Rolling Processing on Retained Austenite for Hot-Rolled TRIP Steels[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 15(5): 439-447.
- [9] 尹云洋, 杨王玥, 李龙飞, 等. Al 部分替代 Si 对基于动态相变热轧 TRIP 钢组织控制的影响[J]. 金属学报, 2008, 44(11): 1292-1298.
- [10] Matsuda H, Kitano F, Hasegawa K, et al. Metallurgy of Continuously Annealed High Strength TRIP Steel Sheet[J]. Steel Research, 2002, 73(6-7): 211-217.
- [11] 毛新平. 薄板坯连铸连轧微合金化技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
- [12] Grajcar A, Krztoń H. Effect of Isothermal Bainitic Transformation Temperature on Retained Austenite Fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type Steel[J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2009, 35(2): 169-176.
- [13] 雍岐龙, 马鸣图, 吴宝榕. 微合金钢—物理和力学冶金[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989.
- [14] Hashimoto S, Ikeda S, Sugimoto K, et al. Effects of Nb and Mo Addition to 0.2% C-1.5% Si-1.5% Mn Steel on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-aided Steel Sheets[J]. ISIJ International, 2004, 44(9): 1590-1598.
- [15] Gladman T. Precipitation Hardening in Metals[J]. Material Science and Technology, 1999, 15: 30-36.
- [16] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.

值(图 3b),同时为了使计算结果更具科学性与准确性对颗粒尺寸小于 90 nm 的强度增量计算值进行线性叠加。其计算结果见表 1 所示。可见,经计算试验钢在 820 °C 3 min + 450 °C 5 min 工艺下 1~90 nm 粒度的沉淀析出强化增量总和(Σ)为 91.60 MPa,这是引起试验钢拥有较高强度与强塑积的主要原因。

3 结论

(1)通过向传统的 C-Mn-Si 系冷轧 TRIP 钢内复合添加微合金元素 Ti 和 Nb,在实验室条件下研制出了抗拉强度级别在 750 MPa 以上,伸长率不低于 35% 的新一代高强度高塑性汽车用钢。

(2)试验 TRIP 钢 0.15C-1.5Mn-1.4Si-0.03Nb-0.03Ti-0.005N 最佳等温淬火工艺为 820 °C 3 min + 400 °C 5 min,该工艺下钢板具有极为优异的综合力学性能。

(3)纳米级 Nb(CN) 粒子的大量析出是促使试验钢具有较高强度与强塑积的主要原因。

姚春发(1964-),男,高级工程师,北京化工大学(本科)毕业,产品开发研究。E-mail: yaoxiao933@sohu.com

· 收稿日期:2013-08-07