

轧制压下量对低碳超细晶粒钢 Q235B 组织及性能的影响

刘 曼^{1,2} 徐 光^{1,2} 袁 清^{1,2} 王周头^{1,2} 熊志强^{1,2}

(1 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 武汉 430081;

2 武汉科技大学高性能钢铁材料及其应用湖北省协同创新中心, 武汉 430081)

摘 要 低碳钢 Q235B 奥氏体化后淬火得到马氏体组织, 然后在室温下进行多道次轧制, 总压下量分别为 50% 与 70%, 随后在 500 ~ 650 °C 退火 2 min 制备低碳超细晶粒钢, 研究轧制压下量对超细晶粒钢组织及性能的影响。采用光学显微镜和扫描电子显微镜观察显微组织演变, 用能谱仪分析析出物颗粒化学成分, 在 Instron-5969 拉伸试验机上进行拉伸实验。结果表明, 冷轧 + 退火马氏体起始组织可以制备超细晶钢, 强度相比原始钢强度提高近一倍。此外, 随着压下量的增加, 再结晶温度降低, 渗碳体颗粒易长大, 不利于超细晶钢机械性能的提高。相同退火工艺下, 压下量增加, 铁素体晶粒及渗碳体尺寸长大, 其综合机械性能降低。

关键词 Q235B 钢 冷轧 退火 超细晶 组织 性能

Effect of Cold-Rolling Reduction on Microstructure and Properties of Low Carbon Ultra-Fine Grain Steel Q235B

Liu Man^{1,2}, Xu Guang^{1,2}, Yuan Qing^{1,2}, Wang Zhoutou^{1,2} and Xiong Zhiqiang^{1,2}

(1 State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081; 2 Hubei Collaborative Innovation Center for Advanced Steels, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Abstract Low carbon ultra-fine grain steel was fabricated by multi-pass rolling at room temperature, total reduction is 50% and 70% respectively and annealing at 500 ~ 650 °C for 2 min, martensite microstructure of low carbon steel Q235B obtained quenching after austenitizing. The effect of rolling reduction on microstructure and properties of ultra-fine grain steel was studied. Microstructure evolution was examined by optical microscopy and scanning electron microscope. Chemical composition of precipitate particles have been analyzed by energy dispersive spectrometer and the mechanical property was measured by an Instron-5969 tensile tester. The results indicate that cold-rolling and annealing with martensite initial structure can fabricate ultra-fine grained steel, the strength is nearly the double of that of the original steel. In addition, with the increase of the reduction amount, the recrystallization temperature decreases, and cementite particles can grow up easily, which is not effective to the improvement of the mechanical properties of ultra-fine grained steel. Under the same annealing process, the grain sizes of ferrite and cementite increase, and the comprehensive mechanical properties of specimens decrease with the reduction amount increases.

Material Index Steel Q235B, Cold-Rolling, Annealing, Ultra-Fine Grain, Microstructure, Property

为满足国家建设工程应用需求, 高强钢的开发与研究日益重要。目前, 提高低碳钢强度的方法主要有两种: (1) 添加合金元素, 如 Nb、V、Ti 等, 通过固溶强化与析出强化等的综合作用提高钢的强度^[1,4]; (2) 采用常规普碳钢化学成分, 通过大压下或者变形与热处理的结合细化晶粒, 晶粒尺寸细化至微米级甚至纳米级, 显著提高普碳钢的强度。合金元素的添加在改善强度的同时, 也增加了生产成本, 加剧了冶金行业对贵重合合金元素的依赖程度, 与十三五规划中提出的促进绿色发展、低碳减排的发展理念背道而驰。因此, 采用大压下 + 热处理细化

晶粒提高普碳钢强度的方法越来越受到重视。

目前主要有两种制备超细晶粒的技术, 一种是剧烈塑性变形方法, 另一种是先进的热机械控制工艺。大部分剧烈塑性变形方法, 如等通道挤压^[5]、累积叠轧^[6]、多向变形^[7]和高压扭转^[8]等, 都需要等效应变 3 以上的大塑性应变, 导致变形设备负载较大、稳定性降低。Tsuiji 等人^[9]首次提出通过冷轧和退火马氏体起始组织 (等效应变为 0.8) 工艺制备超细晶粒低碳钢 (Fe-0.13C-0.0043 N-0.01Si-0.37Mn-0.020P-0.004S) 的方法, 采用该工艺, 成功制备了平均晶粒尺寸为 180 nm 的超细铁素体晶粒

通讯作者: 徐 光, 二级教授, 博士生导师, 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 武汉 430081 E-mail: Xuguang@wust.edu.cn

和均匀析出的碳化物,其拉伸强度为 870 MPa,伸长率为 20%。该方法被称之为“冷轧 + 退火马氏体”方法,也是工业化大批量生产纳米钢铁材料的最具潜力的方法。Ashrafi 等人^[10]研究表明,马氏体组织经过 65% 冷轧后中温退火,可获得平均尺寸和硬度分别为 1.8 μm 和 210HV 超细铁素体组织。Okitsu^[11]等人采用此方法制备出低碳纳米钢铁材料(Fe-0.10C-1.98Mn-0.01Si),抗拉强度为 966 MPa,总延伸率为 8.4%。

目前,大多数冷轧 + 退火工艺制备超细晶的研究都关注于单一轧制压下量下,退火工艺参数等对超细晶组织及性能的影响,较少研究不同压下量对超细晶组织及性能的影响。因此,本实验采用两种不同的冷轧压下量,通过退火工艺制备低碳超细晶钢,分析压下量对超细晶组织及性能的影响规律。

1 实验方案

实验用钢来自热连轧机组生产的低碳商业用钢 Q235B,化学成分(%)为 Fe-0.165C-0.211Si-0.448Mn-0.014P-0.013S-0.002Al,抗拉强度为 435 MPa。实验用钢为 210 mm × 210 mm 的连铸坯,送至热轧厂进行二次加热,加热温度为 1 260 $^{\circ}\text{C}$,出炉后进行粗轧,粗轧温度为 1 150 $^{\circ}\text{C}$,然后进行 7 道次精轧,精轧出口温度为 900 $^{\circ}\text{C}$,轧制厚度为 5.8 mm,轧后板材经层流冷却快冷至 720 $^{\circ}\text{C}$,然后空冷至 650 $^{\circ}\text{C}$ 进行卷取。从热轧钢板上取尺寸(mm)为 90 × 15 × 5.8 的试样进行超细晶粒钢制备实验。实验工艺如图 1 所示,将试样以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率加热至 1 050 $^{\circ}\text{C}$,保温 30 min 进行奥氏体化,随后水淬以获得完全马氏体起始组织。接着在轧辊直径为 310 mm 的二辊轧机上轧制 5 ~ 7 个道次,每个道次压下量控制在 10% 左右,总压下量分别为 50% 和 70%,轧制全程无润滑处理。随后在实验室 SKL18-

8 25-XYL 热处理炉中进行退火热处理,退火温度分别为 500、550、600、650 $^{\circ}\text{C}$,退火时间均为 2 min。

将空冷至室温的试样进行切割、镶嵌、研磨、抛光,然后在 4% 硝酸酒精溶液中腐蚀,采用 Zeiss 光学显微镜和 Nova 400 Nano 场发射扫描电子显微镜观察试样的显微组织演变,用能谱仪对析出物颗粒进行成分测定,并对多张显微组织照片进行拉线法测量再结晶晶粒尺寸。此外,将退火后的试样加工成拉伸试样,标距尺寸(mm)为 40 × 5 × 2.9,在 Instron-5969 型万能试验机上进行拉伸试验,应变速率为 0.01 s^{-1} 。

2 实验结果及讨论

Q235B 实验钢的原始组织为铁素体 + 珠光体,经过奥氏体化淬火后,得到板条马氏体组织,如图 2 所示。Ueki 等人^[12]和 Okitsu 等人^[11]的研究表明,马氏体作为起始组织制备超细晶粒的优势是因为马氏体是碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体,退火再结晶过程中,大量碳化物在晶界上均匀地析出,通过碳化物的钉扎作用可以阻止晶粒长大;其次,马氏体组织中存在较大的取向差及高位错密度,为退火过程中再结晶晶粒的形成提供大量形核点与驱动力。

经过冷轧后,变形马氏体组织主要呈现 3 种不同的形貌,分别为具有流线型的层错结构(LDC)、不规则弯曲的层状结构(IBL)和缠结结构(KL)。流线型的层错结构和不规则弯曲的层状结构被许多大角度晶界包围,有利于晶粒细化。随着压下量的增加,流线型的层错结构和不规则弯曲的层状结构体积分数增多,这是因为变形量的增加导致变形所需抗力增加,马氏体在较大的变形抗力下变形越趋于一致,沿轧制方向呈现明显的河流状(图 3)。

图 4 是压下量为 50% 试样在不同退火温度下退火 2 min 后的组织形貌。可以看出,500 $^{\circ}\text{C}$ 退火 2 min

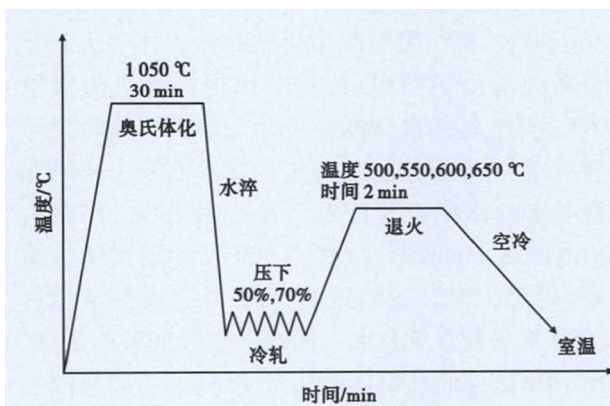


图 1 实验工艺流程

Fig. 1 Experimental procedures



图 2 Q235B 钢淬火马氏体形貌

Fig. 2 Morphology of martensite of quenched steel Q235B

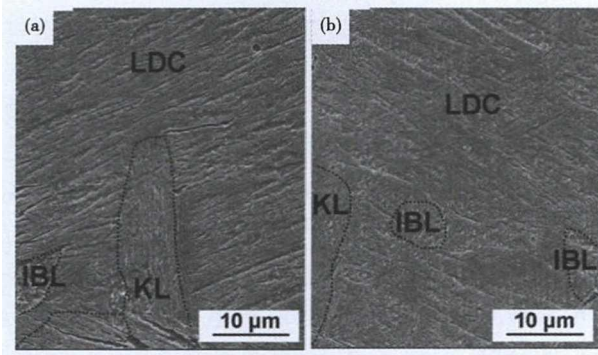


图 3 Q235B 钢冷轧变形马氏体形貌: 压下量 50% (a) 与 70% (b)

Fig. 3 Morphology of cold-rolled deformed martensite of steel Q235B with reduction 50% (a) and reduction 70% (b)

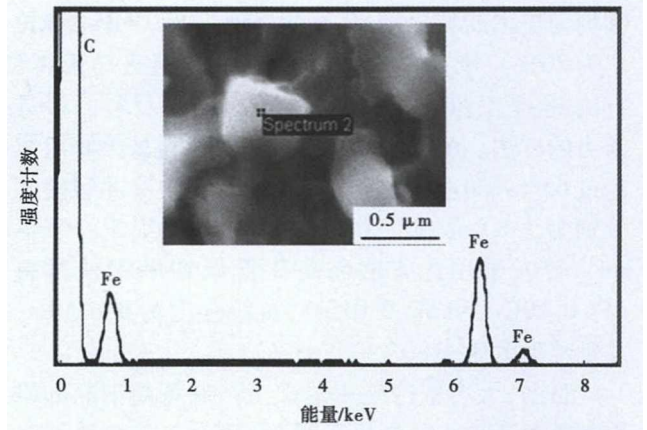


图 5 压下量 50% 冷轧 Q235B 钢 650 °C 2 min 退火渗碳体形貌及能谱分析

Fig. 5 Morphology and energy spectrum analysis of cementite in 50% reduction cold-rolled steel Q235B annealed at 650 °C for 2 min

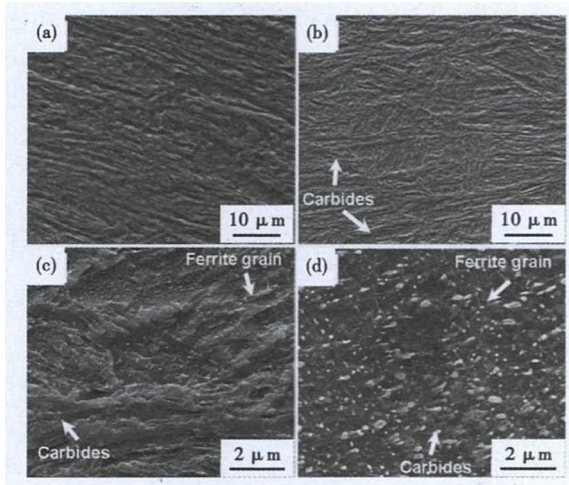


图 4 压下量 50% 冷轧 Q235B 钢的 500 °C (a); 550 °C (b); 600 °C (c) 和 650 °C (d) 退火组织形貌

Fig. 4 Structure morphology of 50% reduction cold-rolled steel Q235B annealed at 500 °C (a), 550 °C (b), 600 °C (c) and 650 °C (d)

试样的形貌呈现明显变形形貌, 组织与冷轧后组织无明显区别; 退火温度为 550 °C 时, 出现了大量细小的析出颗粒; 当温度为 600 °C 时, 试样有明显再结晶现象, 出现部分较为清晰的再结晶铁素体晶界, 且有大量弥散的析出颗粒物。进一步提高退火温度至 650 °C, 试样基本完成再结晶, 再结晶组织主要由再结晶铁素体与大量弥散分布的析出颗粒组成。经过能谱仪成分检测可以得知, 该析出颗粒是渗碳体, 如图 5 所示。因此, 压下量为 50%、退火时间为 2 min 时, 试样在 500 °C 与 550 °C 主要发生静态回复, 在 600 °C 开始再结晶, 650 °C 完成再结晶过程。

图 6 是压下量为 70% 试样在不同退火温度退火 2 min 后的组织形貌。由图 6 可知, 500 °C 退火 2 min 试样的形貌无明显变形组织, 出现较多弥散分布的渗碳体颗粒; 退火温度为 550 °C 时, 已经有再结

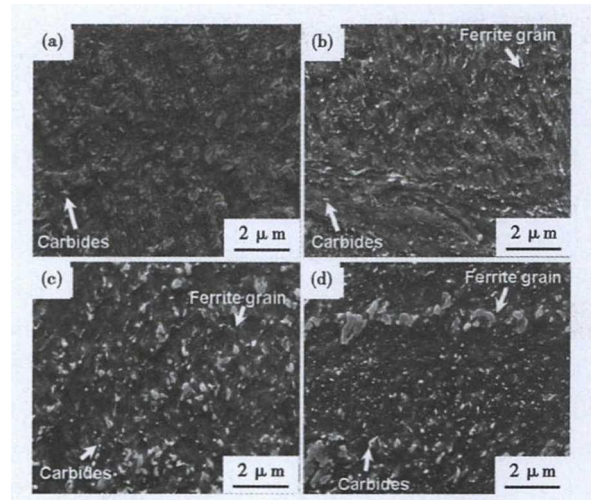


图 6 压下量 70% 冷轧 Q235B 钢的 500 °C (a); 550 °C (b); 600 °C (c) 和 650 °C (d) 退火组织形貌

Fig. 6 Structure morphology of 70% reduction cold-rolled steel Q235B annealed at 500 °C (a), 550 °C (b), 600 °C (c) and 650 °C (d)

晶铁素体出现; 当温度为 600 °C 时, 试样呈现明显再结晶后形貌, 再结晶组织由再结晶铁素体与大量弥散分布的析出颗粒组成; 进一步提高退火温度至 650 °C, 再结晶铁素体晶粒尺寸与渗碳体颗粒尺寸均有所增大, 原因是退火温度的提高有利于再结晶晶粒与渗碳体颗粒的长大。因此, 压下量为 70%, 退火时间为 2 min 时, 试样在 500 °C 主要发生静态回复, 在 550 °C 开始再结晶, 600 °C 完成再结晶过程, 650 °C 晶粒继续长大。相对于变形 50% 的试样, 变形 70% 试样的开始再结晶温度降低, 主要原因是大变形能提供较大的畸变能, 降低变形组织的结构不稳定性, 且具有较高位错密度的层状位错结构与

表1 完全再结晶 Q235B 钢的抗拉强度、延伸率、铁素体尺寸及 Fe₃C 尺寸Table 1 Tensile strength, elongation, ferrite size and Fe₃C size of fully recrystallized steel Q235B

压下量/ %	退火 温度/℃	抗拉强度/ MPa	延伸率/ %	平均晶粒 尺寸/nm	平均 Fe ₃ C 尺寸/nm
50	650	854.0	15.7	310	101
70	600	753.8	16.5	288	123
70	650	558.2	21.5	390	148

不规则弯曲结构增多,该类结构为再结晶铁素体的形核提供较大的驱动力与形核点,从而导致再结晶开始温度降低。

表1为不同压下量完全再结晶试样的机械性能及晶粒与渗碳体尺寸统计结果。经过50%冷变形后,在650℃退火2min,试样的抗拉强度为854MPa,相比于原始钢强度提高近一倍,延伸率达到15.7%,铁素体晶粒平均尺寸为310nm,渗碳体平均尺寸为101nm。经过70%冷变形后,试样在600℃完成再结晶,其抗拉强度为753.8MPa,延伸率为16.5%,铁素体晶粒平均尺寸为288nm,渗碳体尺寸为123nm。相比于压下量为50%试样,其强度有所下降,主要原因是脆性相的Fe₃C颗粒尺寸变大,钉扎作用减弱,为裂纹的形成与扩展提供了便利。Fe₃C颗粒尺寸变大与压下量的增加有关,在变形过

程中,渗碳体颗粒在铁素体基体的析出是一个渐进的过程,与碳原子有足够的扩散能力有关。由于试样经70%变形压缩,具有更高的应变储存能,碳原子更容易发生迁徙,促进大量球状渗碳体的形成;另外,大变形使位错密度增加,可以提供更多的碳化物形核位置和碳原子扩散通道,在退火温度的热激活作用下,加速了碳原子的扩散,促进了渗碳体颗粒的粗化。退火温度为650℃试样的强度进一步降低,是因为在该温度下,再结晶铁素体与渗碳体发生长大导致的。

3 结论

(1)50%冷轧650℃退火马氏体起始组织可以制备超细晶钢,强度(854MPa)相比原始钢可提高近一倍。

(2)随着压下量的增加,变形组织内畸变能增加,位错密度增大,再结晶温度降低,渗碳体颗粒易于发生长大,不利于超细晶粒钢机械性能的提高。

(3)相同退火工艺下,压下量增加,铁素体晶粒及渗碳体尺寸长大,其综合机械性能降低。

国家自然科学基金面上项目(No.51874216)

湖北省技术创新专项重大项目(2017AAA116)

参考文献

- [1] Hai Long and Lin Xiu. Development of Nb-V-Ti Hot-Rolled High Strength Steel With Fine Ferrite and Precipitation Strengthening [J]. 钢铁研究学报(英文版), 2009,16(4):72-77.
- [2] Hu H, Xu G and Wang L, et al. The Effects of Nb and Mo Addition on Transformation and Properties in Low Carbon Bainitic Steels[J]. Materials & Design, 2015,34(4):95-99.
- [3] Zhou M, Xu G and Tian J, et al. Bainitic Transformation and Properties of Low Carbon Carbide-Free Bainitic Steels with Cr Addition [J]. Metals-Open Access Metallurgy Journal, 2017,7(7):263-275.
- [4] Tian J, Xu G and Zhou M, et al. The Effects of Cr and Al Addition on Transformation and Properties in Low-Carbon Bainitic Steels[J]. Metals-Open Access Metallurgy Journal,2017,7(2):40-50.
- [5] Ibraheem A K, Priestner R and Bowen J R, et al. Novel Processing Routes To Ultra-Fine Grained Steel[C]// Proc. Conf. Thermomechanical Processing of Steel, 24-26 May. 2000.
- [6] Tsuji N, Ueji R and Minamino Y. Nanoscale Crystallographic Analysis of Ultrafine Grained IF Steel Fabricated by ARB Process [J]. Scripta Materialia,2002,47(2):69-76.
- [7] Inoue T, Torizuka S and Nagai K. Formation of Uniformly Fine Grained Ferrite Structure Through Multidirectional Deformation[J]. Metal Science Journal,2001,17(11):1329-1338.
- [8] Hurley P J and Hodgson P D. Effect of Process Variables on Formation of Dynamic Strain Induced Ultrafine Ferrite during Hot Torsion Testing[J]. Metal Science Journal, 2014,17(11):1360-1368.
- [9] Tsuji N, Ueji R and Minamino Y, et al. A New and Simple Process to Obtain Nano-Structured Bulk Low-Carbon Steel with Superior Mechanical Property[J]. Scripta Materialia, 2002,46(4):305-310.
- [10] Ashrafi H and Najafizadeh A. Fabrication of the Ultrafine Grained Low Carbon Steel by Cold Compression and Annealing of Martensite [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2016,69(8):1-7.
- [11] Okitsu Y, Takata N and Tsuji N. A New Route to Fabricate Ultrafine-Grained Structures in Carbon Steels Without Severe Plastic Deformation[J]. Scripta Materialia, 2009,60(2):76-79.
- [12] Ueji R, Tsuji N and Minamino Y, et al. Ultragrain Refinement of Plain Low Carbon Steel by Cold-Rolling and Annealing of Martensite[J]. Acta Materialia, 2002,50(16):4177-4189.

刘曼(1994-),女,硕士研究生,2017年武汉科技大学(本科)毕业,高强度金属材料研究。

E-mail:1993326537@qq.com.

收稿日期:2018-06-12