

· 工艺材料进展 ·

超级贝氏体钢的现状和进展

徐光 操龙飞 补丛华 邹航

(武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 武汉 430081)

摘要 超级贝氏体钢的基本合金元素为 C-Mn-Si, 通过 300 ~ 500 °C 低温相变得到超细贝氏体、马氏体和残余奥氏体组织。为减小临界冷却速度、促进贝氏体转变, 部分超级贝氏体钢中添加 Cr、Ni、Mo 等合金元素, 并降低 C、Mn 含量以改善钢材的焊接性能。超级贝氏体钢具有超高强度和良好的塑性, 其屈服和抗拉强度分别达 ~1 200 MPa 和 1 600 ~ 1 700 MPa, 总伸长率为 ~15%。新一代超级贝氏体钢的屈服强度可达 1 300 MPa 以上, 抗拉强度超过 1 700 MPa。

关键词 超级贝氏体钢 组织 性能 现状 进展

Status and Progress of Super-Bainitic Steels

Xu Guang, Cao Longfei, Bu Conghua and Zou Hang

(Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Abstract The basic alloying elements in super-bainitic steels are C-Mn-Si and the structure of ultra-fine bainite, martensite and residual austenite is obtained by low temperature phase transformation at 300 ~ 500 °C. In order to decrease critical cooling velocity, promote bainite transformation, partial super-bainitic steels are added Cr, Ni, Mo etc. alloy elements with decreasing C, Mn content to improve weldability of steel products. The super-bainitic steel has ultra-high strength and better plasticity, and its yield and tensile strength are respectively ~1 200 MPa and 1 600 ~ 1 700 MPa with elongation ~15%. The yield strength of new generation super-bainitic steel is more than 1 300 MPa, and its tensile strength is more than 1 700 MPa.

Material Index Super-Bainitic Steel, Structure, Properties, Status, Progress

贝氏体钢是一种具有较高强度和良好韧性的钢种, 一直是钢铁材料界的研究重点。20 世纪 30 年代 Devenport 和 Bain 发现并研究了贝氏体组织, 20 世纪 50 年代 Irvine 和 Pickering 等人开发出了在正火状态便可获得贝氏体组织的 Mo-B 贝氏体钢^[1]。

经过几十年的研究和发展, 贝氏体钢的转变机理以及热处理工艺日趋成熟, 国内在过去几十年里研发了成本较低、工艺简单的低合金贝氏体钢, 其中具有代表性的是以清华大学为代表的 Mn-B 系贝氏体钢, 以及 Si-Mn-Mo 系贝氏体钢。此外, 近年来国内还开发了高性能低碳贝氏体钢, 已经成功地用于板带钢的生产^[2]。这些钢种的开发和生产改善了钢铁产品结构, 提高了钢铁产品竞争力。

近年来, 一种具有良好强韧性能的高强度贝氏体钢受到钢铁界的重视, 目前这种新型贝氏体钢有不同的名称, 如超细贝氏体钢 (ultra-fine bainitic steels)、先进贝氏体钢 (advanced bainitic steels)、超强贝氏体钢 (ultra strength bainitic steels)、无碳化物贝氏体钢 (carbide-free bainitic steels)、纳米结构贝氏体钢 (nanobainitic steels)、超级贝氏体钢 (super

bainitic steels) 等, 本文统称为超级贝氏体钢。

英国剑桥大学 Bhadeshia 教授等人^[3]利用 Si 对碳化物析出的抑制作用发现了超级贝氏体的优异强韧性, 这种贝氏体铁素体板条中间不是析出碳化物而是残余奥氏体薄膜, 这种钢的亚纳米超细贝氏体和少量马氏体、残余奥氏体组织结构决定了其超高强度和良好的韧性。

超级贝氏体钢的另外一个特点是在低温下发生贝氏体转变获得超细贝氏体组织, 从而增加贝氏体钢的强度。超级贝氏体钢已成为重点研究和发展的下一代超高强度贝氏体钢。

1 成分和组织

目前已研究的超级贝氏体钢成分可分为两大类, 即碳锰钢和合金钢超级贝氏体。碳锰钢类除 C、Mn、Si 等基本元素外, 不添加其它合金元素, 其优点是成本较低, 但为了保证超高强度和良好的强韧性能, 以及保证贝氏体的低温转变, 通常需要添加较多的 C、Mn、Si 元素, 这些元素一方面可以提高钢材的强度, 降低贝氏体转变开始温度 B_s 和马氏体转变开始温度 M_s , 另一方面也会影响了材料的焊接性能,

同时锰含量过高也容易引起成分偏析。高硅是为了抑制碳化物从奥氏体中析出从而避免在贝氏体铁素体板条间形成脆性相渗碳体,富碳的奥氏体稳定性很强在贝氏体相变过程中会以薄膜状残余奥氏体的形式分布在贝氏体铁素体板条之间,从而达到改善钢材韧性的目的。由于贝氏体形成条件比较苛刻,为了避开高温先共析铁素体或珠光体转变,贝氏体转变往往需要一个比较大的临界冷却速度,冷却到贝氏体转变区间等温发生贝氏体转变。

为了减小临界冷却速度,增加贝氏体的淬透性,促进贝氏体相变,其措施是在 C、Mn、Si 元素的基础上添加一定量的合金元素,如 Ni、Cr、V、Mo 等,这些合金元素的添加可以降低 C、Mn 等元素的含量,改善钢材的焊接性能,但增加了贝氏体钢的生产成本。

超级贝氏体钢的组织为超细贝氏体铁素体(B)、马氏体(M)和残余奥氏体(RA)^[4]。图 1(a)为典型下贝氏体组织,图中竹叶状的为下贝氏体,其余部分为马氏体。贝氏体和马氏体相的体积含量取决于贝氏体转变时间和成分,贝氏体类型则取决于转变温度和成分。图 1(a)所示的组织为 Cr、V 合金化超级贝氏体钢在 340 °C 转变 1 h 后的组织,随着转变时间的延长,贝氏体体积分数将增加,而马氏体将减少,性能也将随之改变。

图 1(b)为实验超级贝氏体钢的透射电镜组织,贝氏体区组织显示贝氏体铁素体板条束的宽度为 300 ~ 400 nm,贝氏体板条之间分布有纳米级的残余奥氏体。

2 性能

由于其同时具有超高强度和良好的塑性,超级贝氏体钢受到各国钢铁研究和生产人员的重视。图 2 为作者在加拿大 McMaster 大学与 Zurob 教授合

作研究的 Fe-Mn-Si 系超级贝氏体钢的性能。实验条件:奥氏体化温度 860 °C,保温 10 min,然后空冷到 300 °C 进行低温转变,转变时间分别为 90 min 和 120 min,成分设计属于 C-Mn-Si 类,没有添加其它合金元素,转变 90 min 后的屈服强度为 1 165 MPa、抗拉强度为 1 715 MPa,屈强比 0.68、伸长率为 13.68%。低的屈强比说明该实验钢具有良好的加工硬化能力。

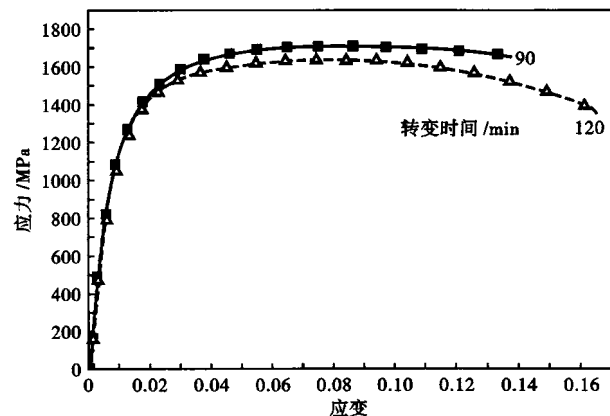


图 2 Fe-Mn-Si 系超级贝氏体钢应变-应力曲线

Fig. 2 Strain-stress curves of a Fe-Mn-Si series super-bainitic steel

该实验钢的高强度取决于组织中的超细贝氏体和马氏体相,而良好的韧性则决定于分布在贝氏体板条之间的纳米级薄膜状残余奥氏体。超细的薄膜状残余奥氏体在拉伸变形过程中会发生形变诱导相变,转变成马氏体,改善了实验钢的韧性和伸长率,这也是实验钢具有良好的加工硬化性能的原因。

与其它钢种相同,超级贝氏体钢机械性能也取决于成分、加工和热处理工艺等,成分对性能的影响

体现在对组织的影响上,降低贝氏体开始转变温度 B_s 和马氏体转变开始温度 M_s 的元素都会使贝氏体在更低的温度下转变,得到板条尺寸更为细小的贝氏体组织,使机械性能进一步提高。但另一方面,贝氏体转变温度越低,所需转变时间更长,转变时间长达数天的超级贝氏体在工业生产中并没有应用价值,因此,成分设计、组织、性能和应用等几个因素应综合考虑。表 1 总

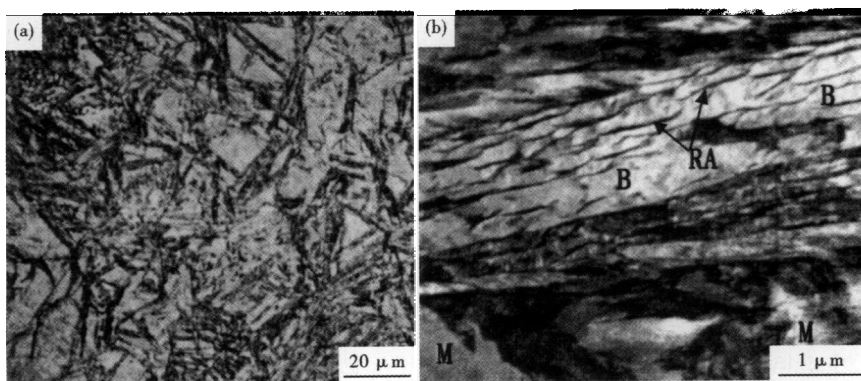


图 1 超级贝氏体钢组织形貌:(a)下贝氏体-竹叶状,马氏体-灰白色;(b)B-贝氏体,M-马氏体,RA-残余奥氏体

Fig. 1 Morphology of structure of super-bainitic steel: (a) lower bainite- bamboo-like, martensite- gray-white; (b) B- bainite, M- martensite, RA- retained austenite

结了现有的几种已在实验室开发成功的超级贝氏体成分和性能等主要参数。

由表 1 可以看出,文献[4]给出的超级贝氏体钢抗拉强度高达 2 500 MPa,但该钢种添加了贵重的 V、Mo 等合金元素,而且转变时间长达 15 天,只有

实验室意义,无法应用于实际生产。A 钢种采用了常规的热轧生产工艺,添加了一定量的合金元素,钢种 B 没有添加贵重的合金元素,但需要在低温下转变一定的时间,这给工业生产增加了一定的难度。因此,综合考虑便于实现工业化生产,进行成分设计

表 1 几种超级贝氏体钢的处理工艺和力学性能
Table 1 Heat treatment process and mechanical properties of several super-bainitic steels

钢种	成分系列	处理工艺	屈服强度/ MPa	抗拉强度/ MPa	均匀伸 长率/%	总伸长率/ %	断面收 缩率/%
A1 ⁽⁵⁾	Fe-Mn-Si-Cr-Mo	变形温度 930 ℃,快冷到 500 ℃,然后空冷到室温	1 187 ± 16	1 606	NA	17	NA
A2 ⁽⁵⁾	Fe-Mn-Si-Ni-Cr-Mo	变形温度 930 ℃,快冷到 500 ℃,然后空冷到室温	1 339 ± 16	1 763	NA	16	NA
B1*	Fe-Mn-Si	860 ℃,保温 10 min,空冷到 300 ℃,转变 90 min	1 165	1 715	9.15	13.68	31.00
B2*	Fe-Mn-Si	860 ℃,保温 10 min,空冷到 300 ℃,转变 120 min	1 213	1 639	8.35	16.55	43.82
C ⁽⁴⁾	Fe-Mn-Si-Cr-V-Mo	高温奥氏体化 10 min 快冷到 200 ℃,转变 15 天	NA	2 500	NA	NA	NA

注: * 作者实验室研究开发钢种。

和工艺线路确定将是未来的主要研究内容之一。

3 变形对相变的影响

变形对贝氏体相变的影响是个复杂的研究课题,目前关于变形对超级贝氏体钢相变影响的报道很少,已有的研究集中在组织和性能方面。对于变形与其它类型贝氏体钢相变的关系,目前已有的研究给出两种完全不同的结论^[6-9]。一种观点认为,相变前的变形促进贝氏体转变^[5-7],Fe-0.79C-1.98Mn-1.51Si-0.98Cr-0.24Mo-1.06Al-1.58V 钢在 300 ℃ 下奥氏体形变 15% 促进了贝氏体相变^[6]。另一种观点则认为变形阻止贝氏体转变,Fe-Mn-Si-C 系贝氏体 800 ℃ 高温变形时发现变形阻滞了相变,相变后贝氏体体积分数减少^[9];相变前的形变虽然增加了相变形核点,但贝氏体束的长大受到严重阻滞,使贝氏体相变动力学减慢^[10]。

作者与加拿大 McMaster 大学的 Zurob 教授合作研究了奥氏体区高温变形和低温变形对超级贝氏体低温转变的影响,结果显示奥氏体变形严重影响相变后贝氏体的形貌等,变形对随后低温转变的影响是个复杂的过程,即取决于变形温度,也取决于变形量的大小。这也是将来的一个研究重点。

4 研究现状及展望

超级贝氏体钢研究领域处于领先地位的是英国剑桥大学的 Bhadeshia 教授和西班牙国家冶金研究中心的 Caballero 等人^[4,5,10-15]。2004 年介绍了一种含 C 0.8% 的贝氏体钢^[4],其贝氏体铁素体板条尺寸在 50 nm 以下,组织由纳米贝氏体、马氏体和残余奥氏体组成,强度可达 2 500 MPa(表 1)。但是这种

贝氏体钢的贝氏体转变温度在 200 ℃ 以下,转变时间长达 10 余天,无法在工业上应用。2009 年,将贝氏体钢 C 含量降低到 0.30%^[5],为了减少或避免贝氏体钢中贵金属 Ni 的使用,利用 Mn 和 Cr 可以增加奥氏体稳定性、降低贝氏体相变开始温度(B_s 点)的特性,以及 Mo 可防止脆化相生成的作用,在其以前研究基础上以增加 Mn 的含量改变 Cr 的含量减少 Ni 的使用为指导思想,设计了新型低 Ni 贝氏体钢,这种贝氏体钢经过加速冷却后再空冷即可获得贝氏体组织,获得的贝氏体板条宽度约为 300 nm,得到的超级贝氏体钢屈服强度约为 1 200 MPa,抗拉强度约为 1 600 MPa。同时开发了含合金元素的超级贝氏体钢^[10-15],其特点是低温转变、超细贝氏体结构和超高强度。

超级贝氏体钢的几十到数百纳米级的超细贝氏体、马氏体的组织结构决定了其超高强度,组织中薄膜状的残余奥氏体且无脆性相渗碳体使其同时具有良好的韧性。但贝氏体转变时间长达数天乃至十天这一缺点限制了其在工业生产上的应用。为了加快贝氏体低温转变时间,开发了含 Co 和 Al 的超级贝氏体钢^[16],添加 Co 和 Al 可以缩短贝氏体转变时间,但低温贝氏体转变时间仍然长达十几小时。

其他研究成果有:

(1) 两个阶段(两个温度)贝氏体转变对性能的影响,表明在 305 ℃ 下转变 6 h 后,接着在 260 ℃ 下转变 6 h,可以细化贝氏体束,改善钢的强度^[17]。

(2) C 含量对低温贝氏体转变及转变后残余奥氏体的影响^[18]。

(3) 用 Bhadeshia 的热力学模型 MUCG83 开发了两种含不同 C、Co 和 Cr 的超级贝氏体钢,发现转

变温度和成分都会影响转变后的组织和性能,对强度影响最大的是贝氏体体积分数和尺寸,对伸长率影响最大的是残余奥氏体的体积分数和C含量^[19]。

(4) McMaster 大学的研究人员和申请者与法国 ArcelorMittal 钢铁公司合作研究了一种不含其它合金元素的 C-Mn-Si 超级贝氏体钢。在没有加入 Cr 和 Mo 等合金元素的情况下,采用热处理的方法,在 300 °C 下转变 90 min,可获得屈服强度 1 165 MPa、抗拉强度 1 715 MPa、伸长率为 14% 的机械性能。获得的贝氏体板条的宽度约为 300 nm。

(5) 清华大学方鸿生教授课题组研究了 Fe-0.25C-2.5Mn-1.8Si-0.5Cr 贝氏体和马氏体复相钢的组织和性能^[20,21],所研究钢种的组织由超细贝氏体、马氏体以及分布于贝氏体板条间富碳残余奥氏体组成,钢的抗拉强度为 1 500 MPa,伸长率为 13%。

超级贝氏体钢的优异性能已得到钢铁界的共识,其广泛的应用前景也得到了认可。目前还没有应用于板带钢的生产中,主要原因是大型轧件低温

贝氏体转变所需的时间很长,使其生产成本很高。因此,如何缩短低温贝氏体转变时间是今后的一个主要研究方向。缩短转变时间有两种方法,一是添加贵重的合金元素,如 Co 等贝氏体相变促进元素等,这将增加生产成本。另外一种方法是通过变形促进贝氏体低温转变。如前所述,奥氏体形变对贝氏体相变动力学的影响是个复杂的课题,这也是今后的一个重要研究内容。

5 结论

文中介绍了超级贝氏体钢的成分、组织和性能,对国内外研究现状进行了综述,给出了今后的研究方向和内容。新一代超级贝氏体组织由超细贝氏体、马氏体和残余奥氏体组成,这种组织由贝氏体低温转变得得到,其屈服强度可达到 1 300 MPa 以上、抗拉强度达 1 700 MPa 以上,将是未来重点研究和发展的新一代高强度钢。

参考文献

- Ivine K J, Pickering F B. Low Carbon Bainitic Steels. *Journal of Iron and Steel Institute*, 1957, 187: 292
- 贺信来, 尚成嘉, 杨善武, 等. 高性能低碳贝氏体钢. 北京: 冶金工业出版社, 2008
- Bhadeshia H K D H, Edmonds D V. Bainite in Silicon Steels: New Composition-property-approach, Part I. *Metals Science*, 1983, 17: 411
- Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Very Strong Bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, 8: 251
- Caballero F G, Santofimia M J, Garcia-Mateo C, et al. Theoretical Design and Advanced Microstructure in Super High Strength Steels. *Materials and Design*, 2009, 30: 2077
- Gong W, Tomota Y, Koo M S, et al. Effect of Ausforming on Nano-bainite Steel. *Scripta Materials*, 2010, 63: 819
- Jin X J, Min N, Zheng K Y, et al. The Effect of Austenite Deformation on Bainite Formation in an Alloyed Eutectoid Steel. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 438-440: 170
- Du L X, Yi H L, Ding H, et al. Effects of Deformation on Bainite Transformation during Continuous Cooling of Low Carbon Steels. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2006, 13(2): 37
- Lam R H, Yang J R. The Effect of Compressive Deformation of Austenite on the Bainitic Ferrite Transformation in Fe-Mn-Si-C Steels. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 278: 278
- Chiou C S, Yang J R, Huang C Y. The Effect of Prior Compressive Deformation of Austenite on the Toughness Property in an Ultra-low Carbon Bainite Steel. *Materials Chemistry and Physics*, 2001, 69: 113
- Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Design of Novel High-strength Bainitic Steels: Part I. *Materials Science and Technology London*, 2001, 17: 512
- Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. Design of Novel High-strength Bainitic Steels: Part II. *Materials Science and Technology London*, 2001, 17: 517
- Caballero F G, Santofimia M J, Capdevila C, et al. Design of Advanced Bainitic Steels by Optimisation of TTT Diagrams and T_0 Curves. *ISIJ International*, 2006, 46: 1479
- Garcia-mateo C, Caballero F G. Ultra-high-strength Bainitic Steels. *ISIJ International*, 2005, 45: 1736
- Garcia-mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Development of Hard Bainite. *ISIJ International*, 2003, 43: 1238
- Garcia-mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. Acceleration of Low-temperature Bainite. *ISIJ International*, 2003, 43: 1821
- Soliman M, Mostafa H, El-Sabbagh A S, et al. Low Temperature Bainite in Steel with 0.26wt% C. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527: 7706
- Soliman M, Palkowski H. Ultra-fine Bainite Structure in Hypo-eutectoid Steels. *ISIJ International*, 2007, 47: 1703
- Yoozbashi M N, Yazdani S. Mechanical Properties of Nanostructured, Low Temperature Bainitic Steels Designed Using a Thermodynamic Model. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527: 3200
- Liu D Y, Bai B Z, Fang H S, et al. Effect of Tempering Temperature and Carbide Free Bainite on the Mechanical Characteristics of a High Strength Low Alloy Steel. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 371: 40
- Liu D Y, Yang Z G, Bai B Z, et al. The Properties of 1 500 MPa Grade Alloy Steel with Carbide Free Bainite/Martensite Mixed Microstructures. *ISIJ International*, 2003, 43: 433

徐光(1961-),男,博士,教授,1982年北京科技大学毕业,金属材料组织和性能。

收稿日期:2011-08-01