

贝氏体的精细结构和界面结构的 TEM 和 HREM 研究*

李凤照^{①②} 敖 青^{①②} 顾英妮^{①②} 姜 江^{①②}
孙东升^{①②} 戴吉岩^② 彭红樱^②

(①山东工业大学材料科学与工程学院, 济南 250014; ②中国科学院金属研究所固体原子象开放研究实验室, 沈阳 110015)

摘要 使用 TEM 研究了钢中贝氏体的精细结构、碳化物形貌及分布和 Cu-Zn-Al 合金中贝氏体的形貌. 采用 HREM 研究了 Cu-Zn-Al 合金的界面结构台阶和界面晶格象. 加入微量元素使贝氏体铁素体组织明显细化. 贝氏体铁素体由亚单元或亚块组成, 碳化物形貌不一, 分布在条间、片内和亚块边界. 贝氏体铁素体内有极为丰富的精细组织. Cu-Zn-Al 合金初生贝氏体有台阶存在, 界面结构台阶高度在 3~40 nm 范围, 相当 15~200 个原子层高度. 讨论了贝氏体的相变机制.

关键词 贝氏体铁素体 精细结构 亚单元 界面结构台阶

近年来, 贝氏体相变的研究、贝氏体钢的设计和应用有重大进展^[1~6]. 贝氏体钢已显示了优越性并获得应用^[3,5,6]. 进一步改善钢的合金设计、细化组织、增加钢的强韧性、耐磨性和扩大应用是贝氏体钢研究的新课题. 组织决定性能, 精细组织结构对强韧性将会作出重要贡献. 因而研究合金中的精细结构和界面结构对合金设计和提高合金强韧性具有重要价值.

关于贝氏体铁素体亚结构 Oblack 等首次指出^[7], 贝氏体铁素体是由尺寸 0.5~3.0 μm 的亚单元组成. 作者在观察 Fe-C-Mo 合金组织时, 曾确定贝氏体铁素体亚单元尺寸相当于这个尺寸范围^[2]. 俞德刚等研究了低、中、高碳的 Fe-C 合金贝氏体指出, 贝氏体铁素体中有相变基元存在, 相变基元为切变基元^[8], 并强调, 虽然偶尔出现更为细小的基元, 没有必要命名它为“超亚单元”. 方鸿生和王家军采用扫描隧道显微镜观察高铬钢贝氏体组织, 提出, 贝氏体组织具有复杂的多层次亚结构, 贝氏体片实际上是由亚片条组成, 亚片条由亚单元组成, 而且钢中贝氏体又由尺寸更小的超亚单元组成^[9].

Chattopadhyay 等^[10]利用 TEM 研究了 Cu-Zn 合金和 Cu-Zn-Al 合金中贝氏体亚结构. 关于贝氏体相变机制的研究近年来有新的进展^[11~13]. 李秋华等^[14]和 Furuhashi 等^[15]采用 TEM 和 HREM 从原子结构研究了贝氏体相变机制.

1996-04-10 收稿

* 国家自然科学基金资助项目

1 试验

研究用钢成分以 Mn-Si 为主加元素和微量元素组成. 主要成分范围为 0.4%~0.6% C, 1.5%~4.0% Mn, 1.0%~4.0% Si. 2 种成分合金分别以 II-10 A 和 II-10 B 钢号代表. II-10 B 再加入其它微量元素. 经中频感应电炉冶炼的钢水浇注成毛坯, 轧制空冷后获得以贝氏体、马氏体为主的组织. Cu-26.0% Zn-4.0% Al(1 号样)和 Cu-25.9% Zn-4.0% Al(2 号样)的合金薄片分别经 820℃ 10 min β 化处理后淬入室水中, 随后在硝盐浴中等温 30 s 和 800℃ β 化 5 min, 固溶处理后淬入室水中, 再经硝盐浴中等温 1 min, 获得少量初生贝氏体组织.

透射电子显微镜钢样品是使用冲击试样经电火花机床切割成 0.5 mm 厚度, 钢样品和 Cu-Zn-Al 样品均首先磨至 50~80 μm , 再用离子减薄仪制成薄膜样品, 用 JEOL H-800 分析电子显微镜和 JEOL 2000EX- II 高分辨电子显微镜观察合金的精细结构和界面结构.

2 结果

2.1 贝氏体铁素体的组织形貌

所研制钢的组织主要是贝氏体和马氏体、碳化物和少量残留奥氏体. 属空冷贝氏体钢. 再加入微量元素使组织进一步细化. II-10 B 钢比 II-10 A 钢在铸态、退火态和锻(或热轧)后空冷组织均为细小, 硬度也稍高. 图 1(a)和(b)分别是 II-10 A 钢和 II-10 B 钢在扫描电子显

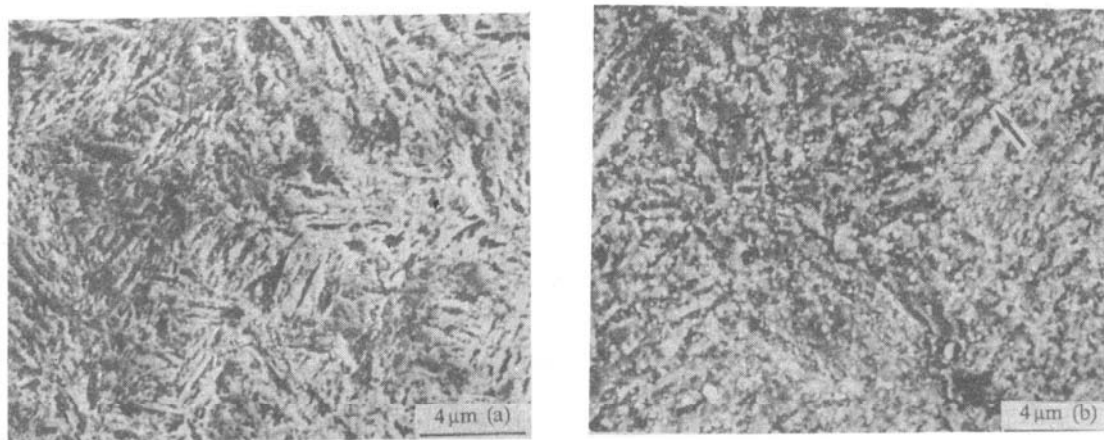


图 1 II-10 A 钢(a)和 II-10 B 钢(b)的组织形貌

微镜下观察的组织形貌, 表明, 再加入微量元素使 II-10 B 钢组织更为细小. 图 1(b)中有的贝氏体铁素体不呈现条状, 显示出断续短条或短块状(箭头所指). 组织中有大量细小碳化物存在, 分布于基体铁素体中, 在条间和块间. 透射电子显微镜观察指出, II-10 B 钢中有下贝氏体和少量上贝氏体, 碳化物在条间、片内、亚条间, 其形状有点状、链球状、条状、杆状、圆形和块形碳化物, 大小不等. 图 2(a)和(b)分别为 II-10 B 钢中的上贝氏体和下贝氏体组织.

2.2 贝氏体铁素体的精细结构

II-10 B 钢的贝氏体铁素体和碳化物及其分布状态见图 3. 从图 3(a)可见, 贝氏体铁素体不是 1 个完整的条状或针状组织, 铁素体条由大体呈长形块状或等轴状亚单元或亚块(0.2

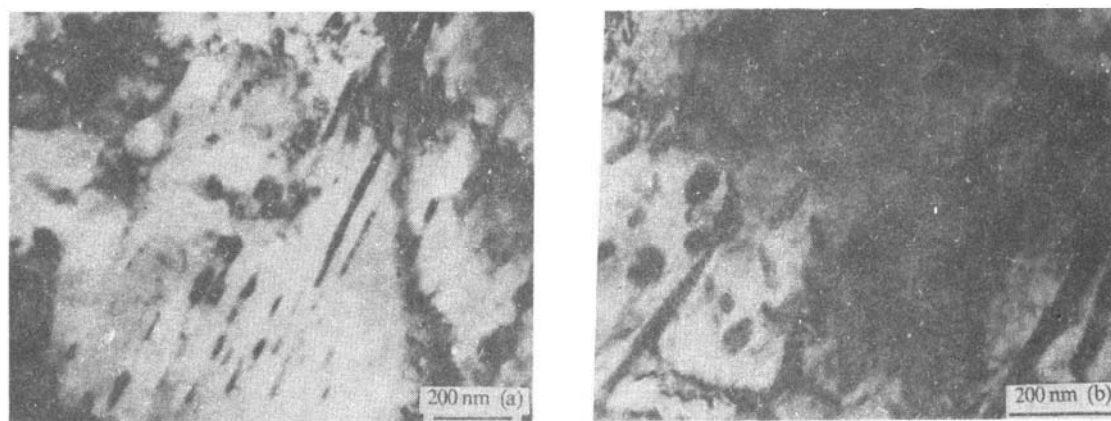


图2 II-10 B 钢的上贝氏体组织(a)和下贝氏体组织(b)

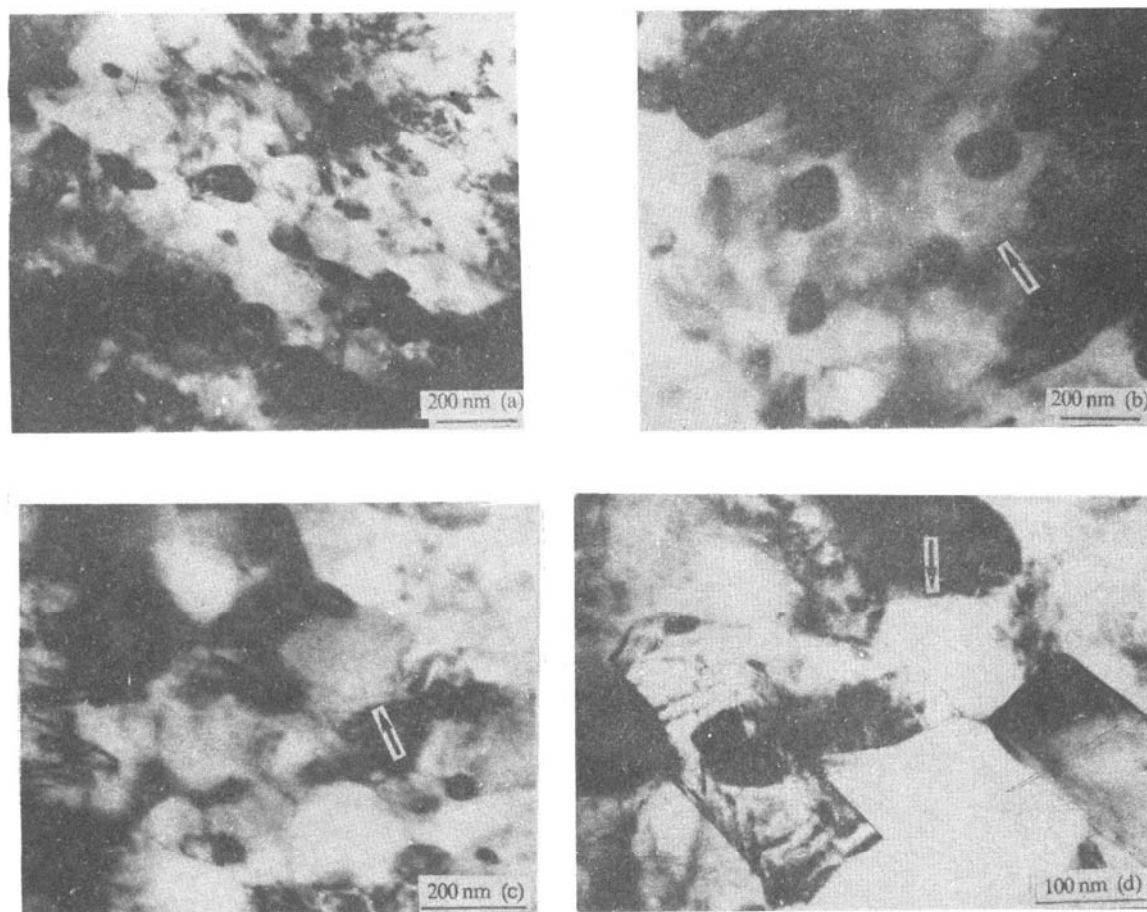


图3 II-10 B 钢贝氏体铁素体和碳化物及其分布

μm 左右)组成。碳化物则分布在铁素体条或亚条边界(图 3(b))或分布在亚块边界(图 3(c)、(d))。亚单元由更细小的亚块或超亚单元(15~20 nm, 图 3(c)中箭头所指)组成。碳化物尺

寸在 50~100 nm 范围. 由于碳化物的弥散分布, 铁素体形核之后不易长大, 碳化物对铁素体长大起着阻碍钉扎作用(图 3(d)).

所谓贝氏体铁素体的精细结构, 即铁素体由细微的或超细微的精细小块组成. 近期对贝氏体铁素体的 TEM 和 HREM 进一步观察结果指出, 铁素体内含有极为丰富的精细组织, 见图 4(a)和(b). 可以看出, 贝氏体铁素体内有亚块和更为细小的亚块以及波纹状或层片状(箭头所指)的精细组织存在. II-10 A 钢 TEM 观察指出, 其内部组织形貌比较单调, 碳化物数量也较少, 因为它的成分与 II-10 B 相比较, 未有再另加微量元素.

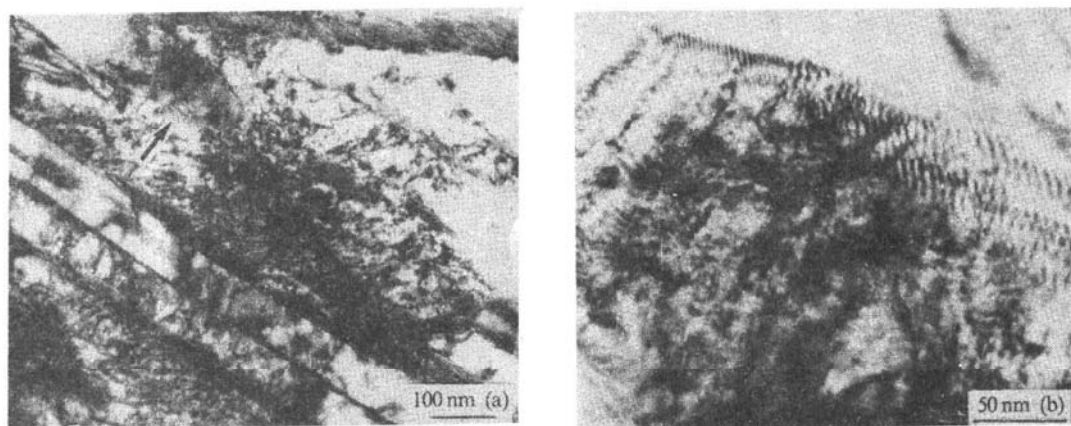


图 4 贝氏体铁素体的精细组织

图 5 是 II-10 B 钢贝氏体铁素体的亚单元及其生长过程. 很明显, 长条状铁素体由数个亚单元组成. 贝氏体铁素体是由激发形核及其长大过程而成(图 5(a)、(b)). 在适当温度和足够的相变驱动力的条件下, 奥氏体中先形成贝氏体的亚单元, 在其界面或端面, 应力最集中区域, 在相变驱动力作用下, 形成另一贝氏体铁素体晶体, 该过程为应力激发形核, 过程继续进行, 生长成贝氏体铁素体条. 亚单元可在已有的界面或其它地方生成. 铁素体核心形成和长大, 使 α/γ 界面形成富碳区, 随着贝氏体条的继续增厚, 界面处碳含量不断增高, 当相变驱

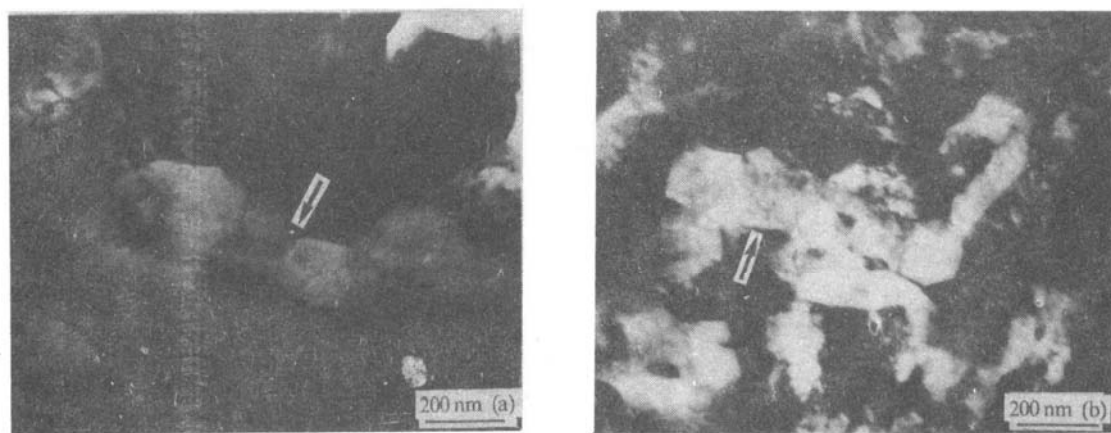


图 5 贝氏体铁素体亚单元及其生长过程

动力不足以克服相变阻力时, 长大过程即告停止.

贝氏体铁素体是激发形核形成, 有时以台阶和长大机制进行. 钢中贝氏体铁素体台阶在 TEM 下不易观察到, 更难以得到贝氏体铁素体界面的高分辨象. 图 6(a) 和 (b) 分别为 II-10 B 钢贝氏体铁素体的界面结构台阶和铁素体晶格象. 2 个台阶高度分别为 8.7 和 16 nm.

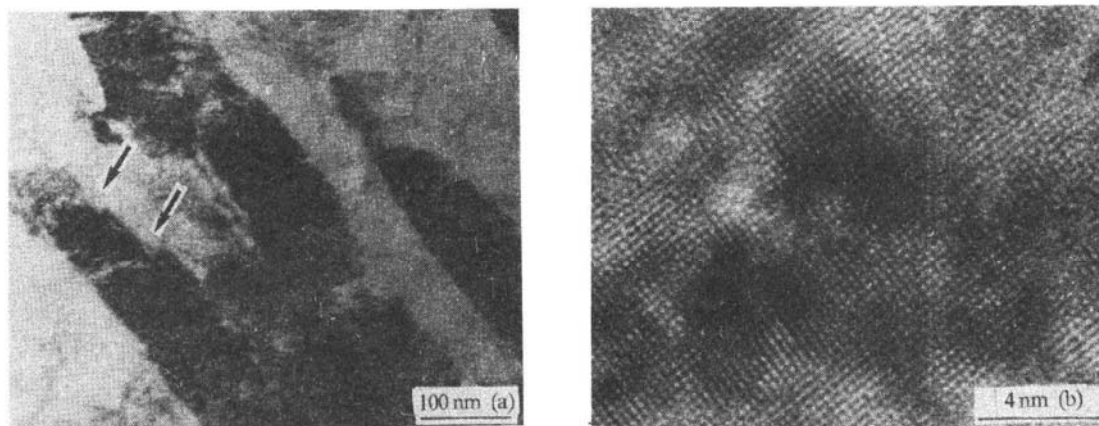


图 6 II-10 B 钢贝氏体铁素体界面结构台阶(a)和铁素体晶格象(b)

2.3 Cu-Zn-Al 合金中结构台阶和界面晶格象

图 7 为 Cu-Zn-Al 合金贝氏体的形貌象和界面结构台阶晶格象. 在宽面上存在多台阶或系列台阶(图 7(a)). 通常一侧平直, 但有时与基体界面并不平直(图 7(a)), 另一侧存在生长台阶. 初生贝氏体可自由生长, 一般生长到与另一晶体界面相遇时, 便停止长大. 有时发现生长着的贝氏体两侧都不平直. 在 Cu-Zn-Al 合金中观察到的贝氏体结构台阶高度为 3~40 nm.

在高分辨晶格象中观察到具有台阶的界面. 图 7(b) 是通过 HREM 观察到的 Cu-Zn-Al 合金贝氏体界面结构台阶晶格象. 图中台阶与宽面相交一定角度. 图 7(b) 中右上角斑点为母相(β)的电子衍射图, 左下角的斑点为贝氏体(α)的电子衍射图. 台阶高度大约为 7 nm, 相当于 35 个原子层高度.

3 讨论

3.1 贝氏体铁素体的精细结构

II-10 A 和 II-10 B 钢轧制空冷后在光学显微镜下观察时, 难以分辨贝氏体铁素体具有明显的条状或针状, 组织细小均匀. II-10 B 钢组织比 II-10 A 更为细小. 这主要是因为再加入微量元素的作用. 因为所形成的碳化物多半分布在条间、条内, 尤其是分布在晶粒边界和亚块边界, 阻碍贝氏体铁素体形核后的长大, 使其更加细化. 贝氏体铁素体自身存在的亚单元、超亚单元和各种精细组织是使其更加细化的另一重要因素. 亚单元或亚块尺寸为 $0.2\ \mu\text{m}$ 左右, 比 Oblack 等^[7]所指出的亚单元细小 1 倍和 1 个数量级, 更细小的亚块或超亚单元尺寸为 $0.02\ \mu\text{m}$ (20 nm). 碳化物尺寸约为 $0.06\ \mu\text{m}$ 左右 (60 nm). 所谓贝氏体铁素体的精细结构即铁素体是由细微的或超细微的精细小块组成, 且铁素体内含有极为丰富的精细组织.

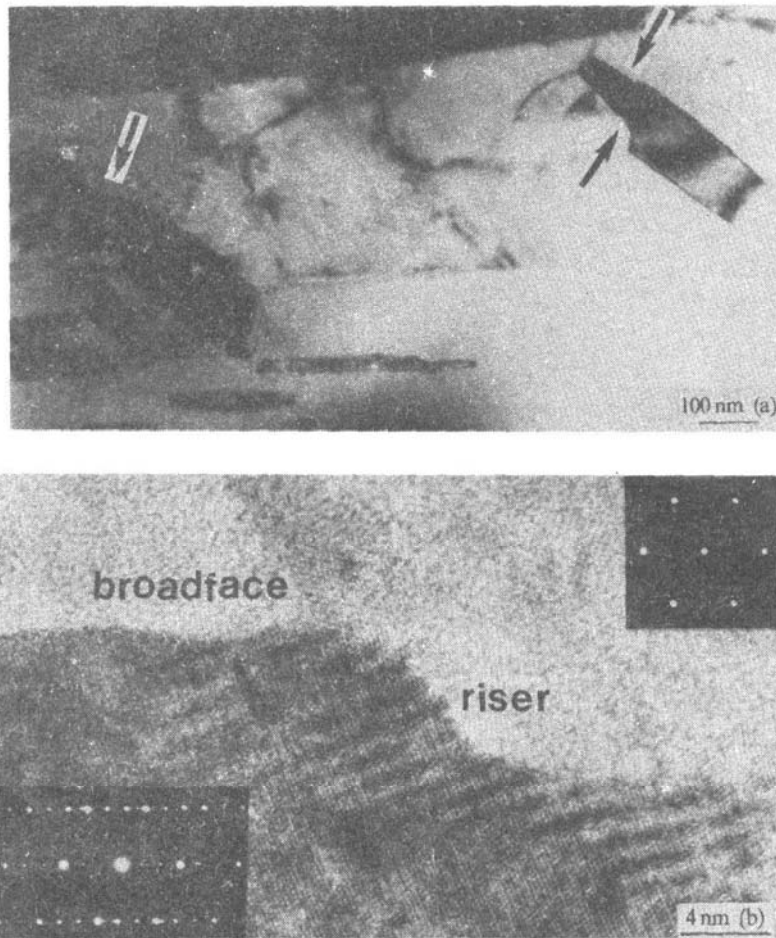


图 7 Cu-Zn-Al 合金贝氏体的形貌(a)和界面结构台阶晶格象(b)

方鸿生等^[9]对贝氏体铁素体内部组织的描述,与本文所研制的贝氏体钢通过 TEM 和 HREM 观察所得结果基本一致。

碳化物的弥散分布对加热时阻止奥氏体晶粒长大、阻碍拉伸过程塑性滑移都会起到有利作用。所研制的贝氏体钢,特别是 II-10 B 钢,具有上述尺度的细小亚单元、超亚单元以及各种微细结构,加之多量的弥散分布的碳化物存在,无疑使钢的强韧性提高到一个高的水平。

3.2 贝氏体相变机制

图 3 说明,贝氏体铁素体内有亚块和超亚块存在。图 5 指出,贝氏体铁素体是由激发形核长大,特别是 Cu-Zn-Al 合金中初生贝氏体以及贝氏体铁素体中存在生长台阶,台阶的台面具有半共格属性,阶面具有非共格属性。HREM 初步观察指出,在贝氏体和母相间尚未发现有严格共格界面。贝氏体有生长台阶或结构台阶,无切变长大特征。因此贝氏体相变不应归于切变机制,而上述观察结果是对贝氏体相变属于扩散控制台阶长大机制的有力支持。

4 结论

经 SEM, TEM 和 HREM 分别对贝氏体铁素体和 Cu-Zn-Al 合金贝氏体的形貌、精细结构和界面结构的观察指出:

(1) 所研制的贝氏体钢, 轧制空冷后其组织主要是贝氏体和马氏体, 多量的弥散细小均匀分布的碳化物和少量残留奥氏体, 再加入微量元素, 使显微组织进一步细化;

(2) 贝氏体铁素体多半不是完整的条状或针状, 它由细小的亚单元或亚块组成, 亚单元内有更细小的亚块或超亚单元存在。亚单元尺寸约为 $0.2\ \mu\text{m}$, 超亚单元为 $20\ \text{nm}$ 左右。波纹状和层片状精细组织波纹间和层片间距为 $2\sim 3\ \text{nm}$ 。几乎在所有的贝氏体铁素体内都存在亚单元和超亚单元精细组织。

(3) 初生态贝氏体通常一侧平直, 多半在另一侧存在结构台阶。有不同高度的结构台阶存在。在 Cu-Zn-Al 合金中台阶高度一般为 $3\sim 40\ \text{nm}$ 。

(4) 贝氏体铁素体的激发形核、各种亚结构的存在以及初生贝氏体中大量台阶存在是对贝氏体相变属于扩散控制台阶长大机制的有力支持。

致谢 感谢师昌绪院士的指导。

参 考 文 献

- 1 Symposium on International Conference on Bainite, Bhadeshia H K D H, Christian J W. Bainite in steels. Metall Trans, 1990, 21A: 767~797
- 2 Reynolds W T Jr, Li F Z, Shui C K *et al.* The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo Alloys. Metall Trans, 1990, 21A(6): 1443~1463
- 3 Bhadeshia H K D H. Bainite in Steels. London: The Institute of Materials, 1992. 348, 380
- 4 Bramfitt B L, Speer J G. A perspective on the morphology. Metall Trans, 1990, 21A(4): 817~829
- 5 康沫狂, 杨思品, 管敦惠. 钢中贝氏体. 上海: 上海科技出版社, 1990. 381~418
- 6 方鸿生, 郑燕康, 陈秀云等. 新型空冷贝氏体钢在中国的发展. 中国机械工程学会第二届材料年会论文集. 中国机械工程学会材料学会, 1990. 115~119
- 7 Oblack J M, Hehamann R F. Transformation and Hardenability in Steels. Ann Arbor. MI: Climax Molybdenum Company, 1967. 15~30
- 8 俞德刚, 朱钰如, 陈大军等. Fe-C 合金贝氏体铁素体的相变基元与类马氏体形貌贝氏体的形成. 金属学报, 1994, 30: A385~392
- 9 王家军, 方鸿生, 郑燕康等. 贝氏体铁素体片条的超微亚结构研究. 兵器材料科学与工程, 1993, 16: 3~5
- 10 Chattopadhyay K, Aaronson H I. Interfacial structure and crystallographic studies of transformations in β' and β Cu-Zn alloys I. Isothermal formation of α_1 plates from β' . Acta Met, 1986, 34: 695~711
- 11 Spanos G. The fine structure and formation mechanism of lower bainite. Metallurgical and Materials Transactions A. 1994, 25A(9): 1967~1980
- 12 Fang H S, Wang J J, Zheng Y K. Formation mechanism of bainitic ferrite and carbide. Metallurgical and Materials transactions A, 1994, 25A(9): 2001~2007
- 13 Aaronson H I, Hall M G. A history of the controversy over the roles of shear and diffusion in plate formation above M_d and a comparison of these processes. Metallurgical and Materials Transactions A, 1994, 25A(9): 1797~1819
- 14 李秋华, 柳得槽, 柯俊等. CuZnAl 合金中的贝氏体. 电子显微学报, 1993, 2: 127
- 15 Furuhashi T, Wada K, Maki T. Atomic structure of interphase boundary enclosing Bcc precipitate formed in Fcc matrix in Ni-Cr alloy. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26A(8): 1971~1978