

Cu-Zn-Al 合金中温相变产物的组织和结构^①

吕 伟 江伯鸿 徐祖耀

(上海交通大学)

摘 要

测定了Cu-27.27 Zn-3.73 Al wt.-%合金直接从高温母相淬火至中温的等温转变曲线。用金相、X-射线和电镜对直接淬火和从 DO_3 有序母相上淬至中温的转变产物做了形貌与结构的观察和分析。实验表明,依照转变产物,可将两个分离相接的C曲线分为三个区间:棒状 α 相, α 相与片状贝氏体的混合组织,片状贝氏体。上淬所形成的贝氏体与直接淬火的贝氏体形貌相同。随时效时间的延长,贝氏体逐渐变成 α 相,它与从母相平衡析出的 α 相的点阵常数没有差别,由B2和 DO_3 母相所形成的贝氏体为接近正交的长周期结构,而且 DO_3 母相所形成的马氏体为单斜结构,它们分别对应 $(1\bar{2}10)$ 与 $(\bar{2}010)$ 衍射峰的重叠和分离,表示前者的有序度较低。

关键词: Cu-Zn-Al合金, 中温相变, 组织结构

Garwood^[1]在Cu-41.3Zn(wt.-%)合金中发现:350℃以下,直接淬火等温转变产物为片状贝氏体;430℃以上,呈棒状组织;350℃~430℃之间则是两种产物的混合物。Flewitt和Towner^[2]在一系列Cu-40.5-44.1 wt.-%Zn合金中研究了从马氏体状态上淬的等温转变动力学曲线及转变产物,得到了三个不同转变产物区间。这结果为许多研究者所重复^[3]。在Cu-Zn-Al合金中,Takezawa和Sato^[4,5]认为由马氏体状态上淬形成的贝氏体属9R结构,杨大智^[6]等则得出属N9R的结论,而Wu等^[7]对同一合金进行不同处理后分别得到N9R(350℃短时时效)和M18R结构(150℃,96h)。贝氏体经时效会使其内部层错密度下降,最终转变成 α 相^[7-9],目前,对Cu-Zn-Al合金中温相变产物组织和结构的系统研究尚未见报道,本文就Cu-Zn-Al合金直接淬火至一定中温温度的系列产物进行了观察,并与从 DO_3 有序母相上淬的贝氏体比

较,同时对有序母相B2和 DO_3 分别转变所形成的贝氏体和马氏体的结构进行了分析和比较。

1 实验方法和结果

1.1 等温转变曲线的测定

将成分为Cu-27.27 Zn-3.73 Al(wt.-%)的合金经锻轧后,加工成 $12\times 2\times 1\text{ mm}^3$ 的试样。经550℃保温1h后,炉冷至200℃,最后空冷到室温。在Lk-02膨胀仪上,将试样以10℃/s的速率加热到800℃保温10min,然后以100-120℃/s的速率淬到不同中温温度(550-250℃),测量膨胀量随时间的变化,得出的等温转变曲线如图1示,它是由两个分离相接的C曲线组成, $B_s=370\text{℃}$ ^[10]。

1.2 转变产物的形貌

由金相组织,可将等温转变曲线分为三个

①本文为国家自然科学基金资助项目,于1992年1月30日收到

区域: (1) 高温区。370℃以上, 相变产物的组织为棒状的 α 相, 如图2; (2) 中温区。370–300℃, 为棒状 α 相与片状贝氏体的混合组织; 如图3(a)。在此区间内, 350℃以上等温, 先析出 α , 后析出贝氏体; 而350℃以下等温, 析出物恰好相反。325℃以下, 相变产物主要是贝氏体, 其形貌如图3(b)所示; (3) 低温区, 300℃以下, 产物完全为贝氏体, 如图4(a)。它多成钝角的V形。图4(b)为典型贝氏体形成初期的电镜照片, 其中显示有大量层错, 可见, Cu–Zn–Al合金中温相变产物的显微组织和Cu、Zn中的类似, 当经长时间保温, Cu–Zn–Al贝氏体开始长大, 平直的面

逐渐弯曲, 如图5。

本文中的上淬处理是指经800℃保温, 淬入150℃保温15–20 min, 使母相充分 DO_3 有序化^[11], 然后上淬至贝氏体温区保温。实验表明, 上淬所形成的贝氏体与直接淬火的贝氏体在形貌上没有差别。

1.3 转变产物的结构

X-射线衍射分析的样品有片状和粉末状两种, 它们分别用于点阵常数测定和有序度分析, 将粉末样品封于铜管中进行热处理。用D/MAX-III A型自动X-射线衍射仪进行分析, 实验用合金的 $T_{DO} = 290^\circ\text{C}$ ^[12], 分析表明,

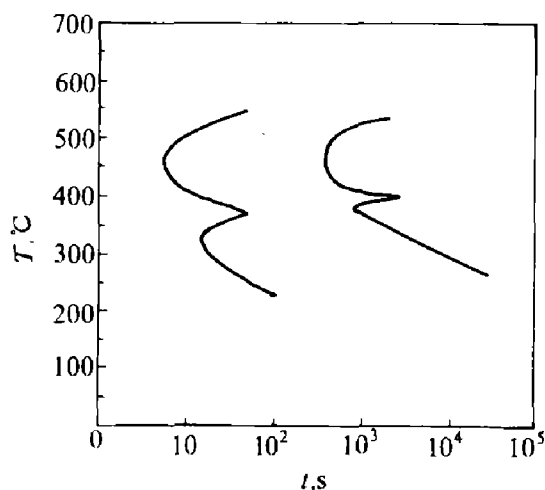
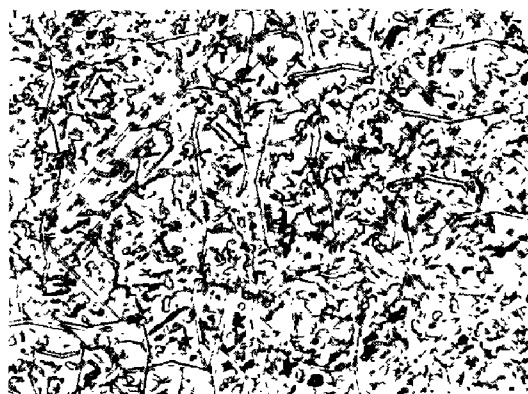


图1 Cu–27.27Zn–3.73Al (wt.-%) 合金直接从高温母相淬火至中温的等温转变曲线



图2 在450℃保温30 min的棒状 α 相. $\times 320^*$



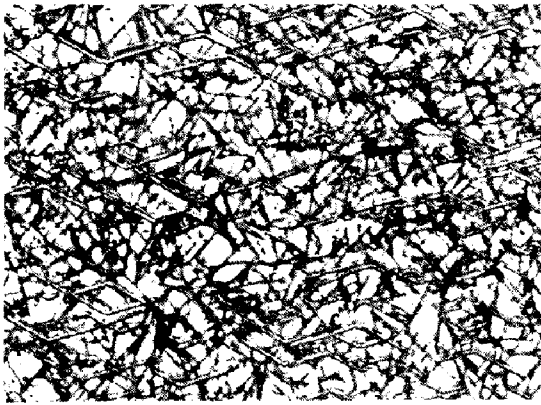
(a)



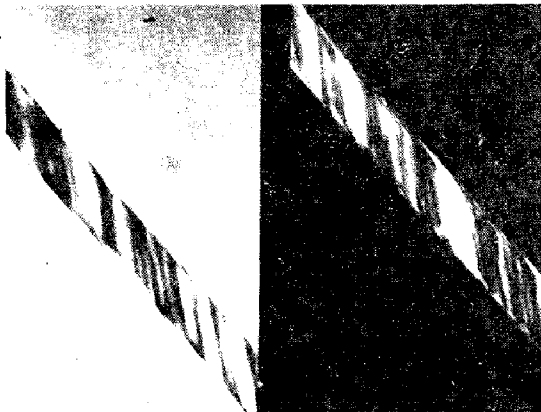
(b)

图3 在370℃保温2 min.棒状 α 与片状贝氏体的混合组织. $\times 320^*$ (a), 在325℃保温2.5 min, 片状贝氏体和微量 α 相. $\times 320^*$ (b)

* 原倍率为 $\times 400$, 制版时缩小了20%



(a)



(b)

图4(a)在280 °C保温10 min的片状贝氏体, $\times 320^*$

图4(b)在300 °C保温5 min典型初期生成的贝氏体形貌, 暗场电子显微镜形貌像, $\times 35\,000^{**}$

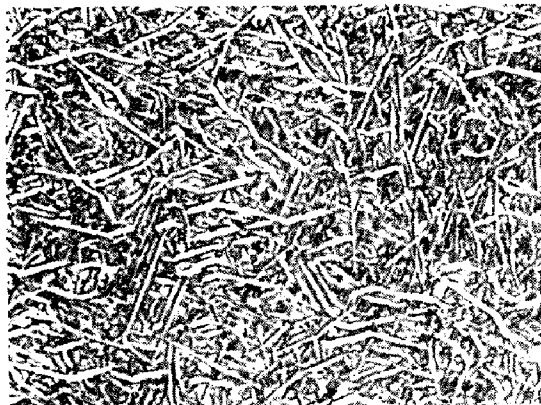


图5 在315 °C保温6 h, 贝氏体经长期时效后的组织形貌, $\times 500$

平衡的 α 和 β 立方相的点阵常数 a 分别为 $a=0.367\,7$ 和 $0.586\,4\text{ nm}$, 对直接淬火到 315 °C 保温 6 min 和 1、3、6 h 的试样进行比较后认为, 随着保温时间的延长, 贝氏体逐渐向 α 相转变, 其数量减少, 所形成的 α 相的点阵常数 ($a=0.368\,3\text{ nm}$) 与从 β 相平衡析出的 α 相点阵常数没有明显差别, 参照文献[7]关于贝氏体结构的标定, 直接淬火到 315 °C, 由 B2 母相等温生成的贝氏体为 9R 结构, 其 $a=0.449\text{ nm}$, $b=0.259\text{ nm}$, $c=1.902\text{ nm}$, $\beta=89.80^\circ$; 上淬到 260 °C, 由 DO_3 等温生成的贝氏体为 18R 结构, $a=0.450\text{ nm}$, $b=0.520\text{ nm}$, $c=3.827\text{ nm}$, $\beta=89.81^\circ$ 。由 DO_3 母相淬到 0 °C 水中生成的马氏体为 M18R 结构, $a=0.452\text{ nm}$, $b=0.522\text{ nm}$, $c=3.838\text{ nm}$, $\beta=88.56^\circ$ 。

2 讨论

由本文的实验得到 Cu-Zn-Al 合金中温相变的动力学曲线及其相变产物的组织形态和典型 Cu-Zn 合金的^[1, 2]相类似, 至少在含 Al 量不大的 Cu-Zn-Al 合金中是如此, 在结构上, Cu-Zn-Al 中母相还会出现 DO_3 有序, 以及贝氏体出现相应的 18R 长周期结构, 由于实验合金中含 Al 量较低, 18R 特有的 (111) 和 (019) 超结构衍射峰强度较弱, 观察困难。在由 DO_3 形成的贝氏体的 X-射线衍射谱中, (1210) 与 (2010) 峰是重合的, $\Delta d < 0.002\,0\text{ nm}$; 而在马氏体中, (1210) 与 (2010) 峰是分离的, $\Delta d < 0.002\,0\text{ nm}$; 而在马氏体中, (1210) 与 (2010) 峰是分离的, $\Delta d = 0.007\,0\text{ nm}$ 。这两个峰的 Δd 值直接与有序度成正比^[13], 这说明, 贝氏体对应较低的有序度, 接近正交结构; 而马氏体具有较高的有序度形成单斜结构, 这与从衍射指数和面间距计算的结果是相符的。

金相观察表明, 贝氏体生成后, 界面很平

* 原倍率为 $\times 400$, 制版时缩小了 20%; ** 原倍率为 $\times 50\,000$, 制版时缩小了 30%

直, 这是因为它与基体保持一定的取向关系, 开始长大时, 它横向生长缓慢, 主要沿纵向由尖端向前推进, 当经长时间时效后, 贝氏体片内层错密度下降, 生成了许多 α 相核心, 由于 α 相与基体非共格, 使其沿贝氏体横向较快地长大, 因此, 当贝氏体部分地或完全转变成 α 时, 其形貌特征变为粗大、边界起伏、凹凸不平的片。X-线衍射表明, 在315℃经bh保温, 贝氏体转变成 α 相过程基本完成, 因此, 由图5所见到的弯曲界面形貌实际上已表现为 α 相的形态。

3 结论

Cu-27.27 Zn-3.73Al-(wt.-%)合金直接淬火至中温的等温转变曲线是两个分离相接的C曲线, 第一个C曲线对应棒状 α 相析出, 第二个C曲线随温度下降, 产物由 α 相与片状贝氏体的混合组织变为单一的片状贝氏体, 这与Cu-Zn合金中的动力学性质相同, 上淬产物的形貌与直接淬火的相似, 贝氏体经长时间保温逐渐向 α 相转变, 其点阵常数与从 β 相中平衡析出 α 相的没有明显差别, 贝氏体结构是近正交的长周期结构, 而马氏体为单斜的结构, 前者的有序度较低。

参考文献

- 1 Garwood R D.J.Inst. Metal, 1954, 83: 64
- 2 Flewitt P E, Towner J M.J.Inst.Metals, 1967, 95: 273
- 3 Cornelis I, Wayman C M.Acta Metall, 1974, 22: 301
- 4 Takezawa K, Imamura H, Tanizaki K, Sato S. In: Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformation. ICOMAT-82, Belgium. J. Phys., Colloq., Suppl. 1982, C4: 741
- 5 Takezawa K, Sato S. Trans. Jap. Inst. Met., 1988, 29:894
- 6 An Jingying, Zhu Min, Yang Dazhi. Chin. J. Met. Sci. Techol., 1988, 5:44
- 7 Wu M H, Perkins J, Wayman C M. Acta Metall, 1989, 37: 1821
- 8 Lee E S, Kim Y G.Scripta Metall, 1990, 24: 745
- 9 Takezawa K, Sato S.Metall.Trans., 1990, 21A: 1541
- 10 姜立新, 吕伟, 江伯鸿, 徐祖耀. 中国有色金属学报, 1991, 1: 51-53
- 11 吴建新, 江伯鸿, 徐祖耀, 金属学报, 1989. 25: A98
- 12 Singe S C, Morakami Y, Delaey L. Scripta Metall., 1978, 12: 435
- 13 Qi Xuan, Jiang Bohong, Xu Zuyao (T.Y.Hsu).Mat. Sci. Engr., 1987, 93: 205