

再论 55SiMnMo 钢贝氏体形态

刘正义<sup>1</sup>, 林鼎文<sup>2</sup>

(1. 华南理工大学 机械与汽车工程学院, 广东 广州 510640;  
2. 华侨大学 机电及自动化学院, 福建 厦门 361021)

**摘要:** 讨论 55SiMnMo 钎钢在正火(连续空冷)和等温条件下所转变的贝氏体,分析这两种贝氏体的形貌和形态差异. 研究表明:55SiMnMo 钢加热(超过 AC<sub>3</sub> 点)奥氏体化后,正火(连续空冷)获得的金相组织是 B<sub>1</sub> 型无碳化物上贝氏体(铁素体+富碳奥氏体);在等温条件下,等温的温度达到或超过 400 ℃,长时间等温的金相组织是 B<sub>2</sub> 型, B<sub>1</sub> 型混合贝氏体, B<sub>2</sub> 型的比例多过 B<sub>1</sub> 型(以 B<sub>2</sub> 型为主),短时间的等温则是以 B<sub>1</sub> 型为主;等温的温度低过 400 ℃,即使长时间等温,其金相组织仍是 B<sub>1</sub> 型贝氏体.

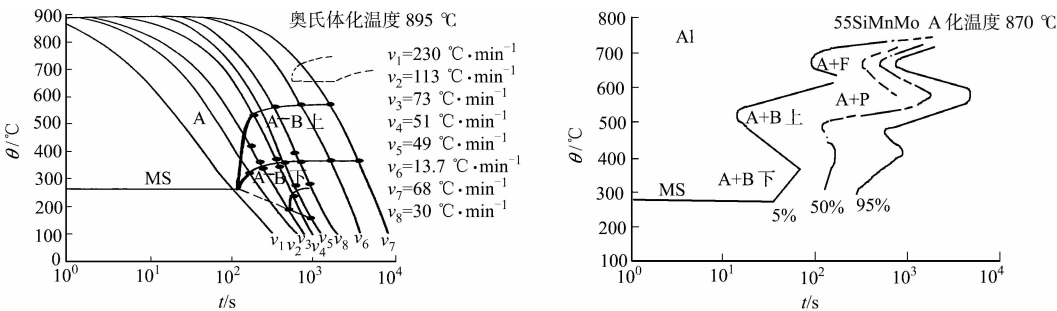
**关键词:** 55SiMnMo 钢; 贝氏体; 正火; 等温

**中图分类号:** TG 151.1                      **文献标志码:** A

20 世纪 50 年代,柯俊经典地总结了贝氏体的 3 种经典形态特征<sup>[1]</sup>:1) 针状无碳化物上贝氏体,由单相铁素体组成的贝氏体简称为 B<sub>1</sub> 型贝氏体;2) 羽毛状有碳化物上贝氏体,由铁素体和碳化物两个相组成,不连续的碳化物分布在铁素体两侧,简称为 B<sub>2</sub> 型贝氏体;3) 针状有碳化物下贝氏体,在针状铁素体上有 Fe<sub>2</sub>C 呈一定角度分布,简称 B<sub>3</sub> 型贝氏体,硬度很高,仅次于马氏体. 55SiMnMo 钢正火(连续空冷)的贝氏体属无碳化物上贝氏体,它由铁素体和富碳奥氏体组成<sup>[2]</sup>,呈条状或粒状,其形貌是条状铁素体和条状奥氏体平行相间组成,或者粒状的铁素体和粒状奥氏体相邻组成<sup>[3-6]</sup>. 这是另一种特殊的无碳化物上贝氏体,不同于上述 3 种经典的贝氏体形态,基于此,黎炳雄等<sup>[7]</sup>在 2011 年全国钎钢钎具会议上建议将这种特殊的无碳化物上贝氏体命名为 B<sub>4</sub> 型贝氏体. 长期以来,关于 55SiMnMo 钢金属学问题研究,主要涉及等温和正火(连续空冷)贝氏体,但都没有注意两种贝氏体的形貌和形态有着本质上的差异. 本文分别讨论 55SiMnMo 钎钢在正火(连续空冷)和等温条件下所转变的贝氏体本质区别.

1 相变动力学曲线

钢的等温相转变动力学曲线,简称 C 曲线(或叫 S 曲线),连续相转变动力学曲线也简称 C 曲线,或称叫 CCT 曲线. 在正火(连续空冷)和等温条件下,55SiMnMo 钢相变动力学 C 曲线如图 1 所示<sup>[8-9]</sup>.



(a) 正火 (b) 等温

图 1 55SiMnMo 钢相变动力学曲线

Fig. 1 Phase transition kinetic curve of 55SiMnMo steel

C 曲线和 CCT 曲线都反映了过冷奥氏体的 4 种相转变,即先共析转变、上贝氏体转变、下贝氏体转变和马氏体转变的温度和时间范围(过程). 两种转变曲线上的上贝氏体区都比较宽,表明过冷奥氏体在等温和连续冷却条件下都比较容易获得上贝氏体组织. 然而,等温和正火(连续空冷)所转变的上贝氏体是两种不同类型的上贝氏体.

## 2 等温和正火(连续空冷)的金相组织

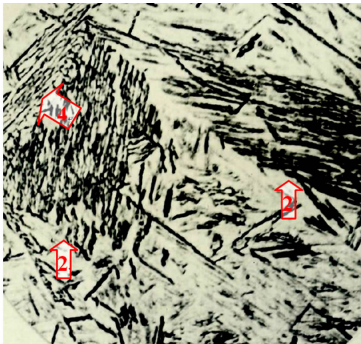
在测定 C 曲线时没有提供相应的金相照片,只知道在某温度,某时间有多少贝氏体转变,却不知道在某一时间(指长时间)所转变的贝氏体是  $B_2$  还是  $B_1$  型,而只知道连续冷却条件下的贝氏体是  $B_1$  型,也就无法知道等温和正火(连续空冷)条件下所转变的贝氏体本质区别. 55SiMnMo 钢等温转变和正火(连续空冷)的上贝氏体形貌,如图 2 所示. 图 2(a),(b)条件为 500 倍,3%硝酸浸蚀液;图 2(c)条件为  $900\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ ,  $40 \sim 60\text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$  速度空冷,宏观硬度 HRC 26,500 倍,4%硝酸浸蚀液.

从图 2(a)可知:在 C 曲线鼻点温度( $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ )等温的金相组织,在此温度的过冷奥氏体最不稳定,孕育期很短(约 20 s). 所以等温时间仅 5 min,就可得到较多的上贝氏体. 图中箭头 2 所指为  $B_2$  型贝氏体,而其他大部分是  $B_1$  型贝氏体,即因等温的时间较短, $B_1$  型贝氏体还来不及向  $B_2$  型贝氏体转变.

从图 2(b)可知:在鼻点以上温度( $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ )等温,过冷奥氏体比较稳定,孕育期约 80 s,当等温 15 min,也还只有一



(a)  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  (C 曲线鼻点)等温 5 min



(b)  $560\text{ }^{\circ}\text{C}$  等温 15 min



(c) 正火(连续空冷)

图 2 55SiMnMo 钢的上贝氏体形貌

Fig. 2 Upper-bainite morphology of 55SiMnMo steel

部分转变成贝氏体. 在已转变的贝氏体中,箭头 2 指有碳化物的上贝氏体( $B_2$  型),箭头 4 指无碳化物上贝氏体( $B_1$  型). 在此温度等温 15 min,只有约 40%的过冷奥氏体转变成贝氏体,如果要获得更多的贝氏体,等温时间要更长.  $B_2$  型贝氏体所占的比例也更多. 图 2(b)所显示的  $B_2$  型贝氏体比图 2(a)多,究其原因图 2(b)样品的等温时间长,  $B_1$  型贝氏体有较充分时间向  $B_2$  型贝氏体转变.

从图 2(c)可知:正火(连续空冷)态的上贝氏体形貌是大家所熟悉的无碳化物上贝氏体( $B_1$  型),它由铁素体和富碳奥氏体组成,奥氏体量占 25%~35%,属于条状和粒状的混合形貌. 值得注意的是,图 2(c)所示的贝氏体形貌经  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  回火,将变成图 3(b)所示的“回火贝氏体”( $B_2$  型)形貌,奥氏体量只有 3%~5%.

## 3 “回火贝氏体”就是 $B_2$ 型有碳化物上贝氏体

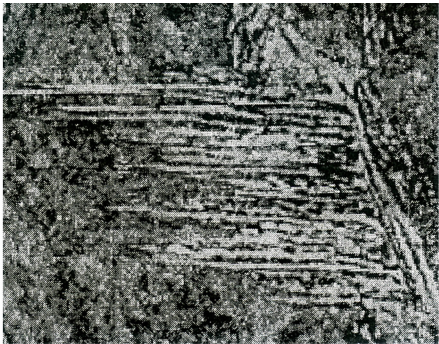
1975 年,廖玉炎等<sup>[10]</sup>提出 55SiMnMo 钢“回火贝氏体”的概念,后来的研究证实“回火贝氏体”就是  $B_2$  型有碳化物羽毛状上贝氏体,如图 3(a),(b),(c)所示.

从图 3(a)可知:有碳化物上贝氏体( $B_2$  型),不连续的碳化物沉淀在铁素体两侧( $0.5\%\text{C} + 2\%\text{Mn}$

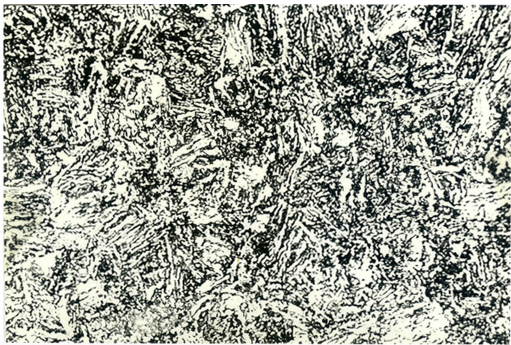


钢,475 ℃等温 30 min,3%硝酸浸蚀液).从图 3(b)可知:图 2(c)所示的组织  $B_1$  经 400 ℃,30 min,变成“回火贝氏体”(  $B_2$  型).500 倍,3%硝酸浸蚀液.从图 3(c)可知:将图 3(b)的样品制成薄晶体,TEM 衍衬像,则铁素体两侧的碳化物形貌(箭头所指)是典型的  $B_2$  型贝氏体形貌.

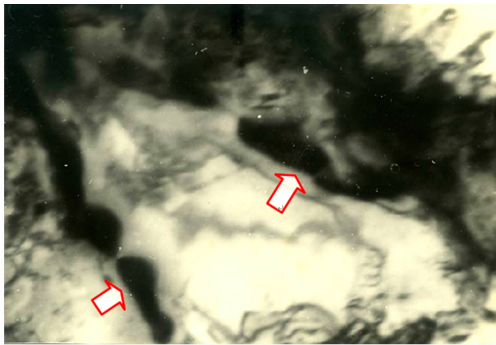
55SiMnMo 钢有碳化物的  $B_2$  型上贝氏体既可在长时间等温条件下形成,又可在正火态  $B_1$  型无碳化物上贝氏体经 400 ℃回火条件下转变而成,在经典的贝氏体相变机理里还没有讨论这样的问题,它是一个新的金属学问题.正火态的  $B_1$  型上贝氏体是由铁素体+富碳奥氏体组成(图 2(c)),这种贝氏



(a) 文献[1]对照样



(b) 图 2(c)经 400 ℃回火



(c) 图 3(b)样品制成薄晶体,TEM 衍衬像

图 3  $B_2$  型有碳化物上贝氏体

Fig. 3  $B_2$  type upper-bainite with carbide

体在常温及常温以下十分稳定,即使在一 198 ℃温度下,富碳奥氏体也不转变.但是,将它重新加热“回火”处理,情况完全不同,富碳奥氏体很不稳定;随着回火温度的增加,铁素体和奥氏体的相界面向奥氏体推移,奥氏体的体积越来越小,碳浓度越来越富,直至“回火”温度到达约 400 ℃时,富碳奥氏体析出碳化物.图 3(c)强有力证明了上述回火过程的结果.相对图 2(c),图 3(b)在形貌上有显著的变化,但因为光学显微镜分辨率低看不出其本质,只能通过透射电子显微镜(TEM)才能看清真面目.

如上所述,正火态的  $B_1$  型贝氏体(铁素体+25%~35%的奥氏体)经 400 ℃回火处理转变成  $B_2$  型贝氏体(铁素体+不连续的链式碳化物).在等温过程中,在时间上只要一过孕育期,过冷奥氏体立即向  $B_1$  型贝氏体转变,随着时间的增加,转变量也增加,达到完全转变需要相当长时间,而早期转变的贝氏体( $B_1$  型)会发生“回火”转变.必须强调的是,只有在 400 ℃以上等温才会出现  $B_1$  向  $B_2$  型贝氏体转变,在 400 ℃以下等温虽不会出现  $B_2$  型贝氏体,但  $B_1$  型贝氏体经长时间的等温,早期形成的  $B_1$  型贝氏体奥氏体量将减少,奥氏体碳浓度将增加(但不会出现碳化物).

4  $B_2$  与  $B_1$  型贝氏体的韧性比较

由于碳化物的强化作用,  $B_2$  型贝氏体硬度(HRC)为 27~29;而  $B_1$  型贝氏体硬度(HRC)只有 25~26,这就是正火态的钎杆经 400 ℃回火后,硬度增加 3~4 的原因.但韧性却是  $B_1$  型贝氏体高过  $B_2$  型贝氏体.原因很清楚,  $B_1$  型贝氏体的奥氏体量占 25%~35%,而  $B_2$  型贝氏体的奥氏体量趋于零.奥氏体能有效地阻止裂纹扩展,减小裂纹扩展速率( $da/dN$ ).“回火贝氏体”和正火态贝氏体的裂纹扩展速率( $da/dN$ )比较,如图 4 所示.从图 4 可知:在同等强度因子增量条件下,“回火贝氏体”的  $da/dN$  比正火态贝氏体的  $da/dN$  高三倍;在相同的条件下,正火裂纹扩展速度慢,回火快.

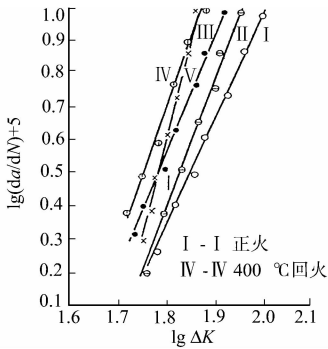


图 4 贝氏体的  $da/dN$  比较  
Fig. 4 Contrast between  $da/dN$  values of the bainite

图 5 是奥氏体阻止裂纹扩展的证据,疲劳裂纹扩展方向如箭头所指,凡是奥氏体条不见裂纹.裂纹

在扩展过程中，裂纹尖端遇到奥氏体相，裂纹就要拐弯，绕道走。这就是过去讲的在局部如钎肩处有“回火贝氏体”的小钎杆，如果有几何缺陷时（钎肩内孔有尖角喇叭口），回火贝氏体韧性低，对缺口敏感是致使凿岩寿命很短的主要原因。

## 5 结束语

分别讨论 55SiMnMo 钎钢在正火（连续空冷）和等温条件下所转变的两种贝氏体。研究发现：前者是由铁素体和富碳奥氏体组成，无碳化物；后者是由铁素体和碳化物组成，有碳化物。

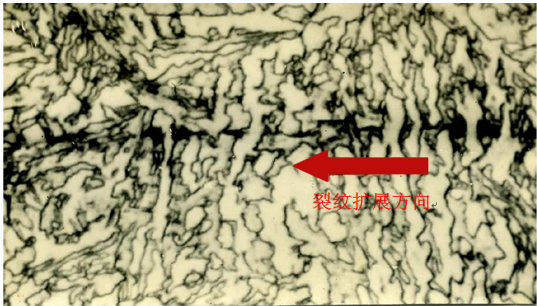


图 5 奥氏体阻止裂纹扩展  
Fig. 5 Crack propagation prevention by the austenite

### 参考文献：

[1] 柯俊．奥氏体在中温的转变机构[C]//1954 年金属研究工作报告会会刊：第五册．北京：科学出版社，1955：81-95.  
[2] 李元元．贝氏体组织控制与细化：新型材料科学与技术金属材料卷[M]．广州：华南理工大学出版社，2012：173-180.  
[3] 刘正义，黄振宗，林鼎文．55SiMnMo 钢上贝氏体形态[J]．金属学报，1981，17(2)：148-155.  
[4] 刘正义．55SiMnMo 钢的特殊上贝氏体形态[C]//中国金属学会材料学会相变及凝固学术会议论文集．苏州：[s. n.]，2012：3-4.  
[5] 刘正义．55SiMnMo 钢金属学问题[C]//肖纪美院士八十寿辰论文集．北京：科学出版社，2000：139-142.  
[6] 刘正义，林鼎文，黎炳雄．55SiMnMo 钢正火态的金相组织需要统一认识[C]//第 16 届全国钎钢钎具年会论文集．成都：[s. n.]，2011：246-251.  
[7] 黎炳雄，刘正义．冲击凿岩钎具用钢的选择[C]//第 16 届全国钎钢钎具年会论文集．成都：[s. n.]，2011：175-185.  
[8] 黎炳雄，赵长友，肖上工，等．55SiMnMo 钎具用钢手册[M]．[s. l.]：中国钢协钎钢钎具协会，1999：10-13.  
[9] 董金业，徐曙光．钎钢轧后控冷工艺的研究[C]//第 4 届钎钢技术经济交流会论文集．武穴：[s. n.]，1986：5-8.  
[10] 廖玉炎，刘正义．55SiMnMo 钢上贝氏体回火转变[J]．金属学报，1989，25(5)：A375-A378.

## Further Discussion on the Bainite Morphology of 55SiMnMo Steel

LIU Zheng-yi<sup>1</sup>, LIN Ding-wen<sup>2</sup>

( 1. College of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China;  
2. College of Mechanical Engineering and Automation, Huaqiao University, Xiamen 361021, China)

**Abstract:** This paper discusses bainite of 55SiMnMo rock-drill steel, transformed under normalization (continuous cooling) and isothermal condition by analyzing the topography and morphology disparity of the two types of bainite. The research results demonstrate that the metallographic structure, gotten by normalization (continuous cooling), is B<sub>1</sub> type no-carbide-bainite (ferrite and carbon-rich austenite) after heating (over AC<sub>3</sub> point) and austenitizing 55SiMnMo steel. Under isothermy condition, the metallographic structure, gotten by long-time isothermy, is B<sub>2</sub> type and B<sub>1</sub> type mixed bainite with the temperature of or over 400 ℃. The proportion of B<sub>2</sub> type is higher than B<sub>1</sub> type (mainly B<sub>2</sub> type). And B<sub>1</sub> type is mainly gotten with the short isothermy time. While the isothermy is below 400 ℃, the metallographic structure is still B<sub>2</sub> type bainite even though the isothermal time is long.

**Keywords:** 55SiMnMo steel; Bainite; normalization; isothermy

(责任编辑：黄仲一 英文审校：杨建红)