

超高强度钢连续冷却组织和时效反应的研究

北京航空材料研究所 凌斌 钟炳文 赵振业 张少卿

观察分析了冷却速度对低合金超高强度钢(40CrMnSiMoVA)精细组织的影响。结果表明,在冷却、低温等温(或回火)过程中,钢显微组织中的马氏体或贝氏体存在时效阶段。其组织特征为呢纹花样。 α 和 ϵ 间的取向不满足 Jack 关系,它属一种新的取向关系。过渡型碳化物可直接从呢纹花样区析出。

关键词: 超高强度钢, 呢纹花样, 时效

Study on the Microstructure after Continuous Cooling Transformation and Ageing Reaction in Ultra High Strength Steels

Ling Bin Zhong Bingwen Zhao Zhenye Zhang Shaoqing
(Beijing Institute of Aeronautical Materials)

The microstructures in an ultra high strength steel after continuous cooling and low temperature isothermal transformations were researched. The results show that there is an ageing stage in martensite and bainite during continuous cooling or low temperature isothermal transformation. Its structural feature is tweed pattern. The orientation relationship between the transition carbide and matrix does not conform to the well-established Jack orientation relationship, but a new one. Transition carbides may emerge directly from the tweed structure.

Keywords: ultra high strength steels, tweed pattern, ageing

1 前言

低合金超高强度钢的淬火组织一般为马氏体和贝氏体组成的复合组织。钢中加硅元素加剧了贝氏体转变的不完全性,使组织更复杂。40CrMnSiMoVA 钢是航空用低合金超高强度钢,可采用多种热处理工艺达到不同的强度级别。为配合钢的连续冷却曲线的测定,我们用透射电镜研究了不同淬火速度下转变产物的特征及变化规律,可为改进钢的性能和合理制定热处理工艺提供理论依据。

2 试验材料和方法

试验用料的化学成分(wt%)为 Fe-0.41C-1.43Cr-1.00Mn-1.33Si-0.49Mo-0.10V。由 $\phi 20\text{mm}$ 棒材改成 $\phi 10\text{mm}$ 的细棒。锻后经 920°C 正火加 700°C 高温回火。

连续冷却试样如图 1 所示。试验在 FIM-4 型全自动精密膨胀仪上进行。试验时奥氏体化温度为 920°C ,加热时间为 60s,保温 60min。用计算机控制从 920°C 到 0°C 的冷却时间,其冷却时间和速度如表 1 所示。为进行组织变化对比,还选用了低温等温试样。

用线切割方法切取试样薄片。用 H-800 型电镜在 200kV 下对薄膜的组织特征进行分析。

表 1 试验选用的冷却时间和冷却速度

序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9
冷却时间 (s)	9	12	30	46	92	460	920	5520	8280
冷却速度 ($^\circ\text{C}/\text{s}$)	102	76	30.7	20	10	2.0	1.00	0.17	0.11

3 试验结果及讨论

3. 1 冷却速度对显微组织的影响

在本试验中, 将冷却速度大于 $9.2^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 即“上临界冷速”(CCT 曲线中 Ms 水平横线与贝氏体转变温度 Bs 线相交点的冷却曲线代表的冷速)的阶段称为快冷速阶段, 将介于 CCT 曲线上的“上、下临界冷速”(CCT 曲线中与 F1 曲线相切的冷却曲线代表的冷速称为下冷速)间的阶段称为中冷速阶段。

(1) 快冷速阶段: 此阶段内的组织主要为板条马氏体、极少量具有条纹特征的类型下贝氏体的组织、孪晶马氏体和小尺寸的(M-A)。冷速越大, 孪晶的数量越多, (M-A) 的尺寸越小。冷速为 102、76、30.7℃/s 等试样中均观察到少量的有条纹特征的组织, 见图 2。随冷速的降低, 逐渐由条纹区析出过渡型碳化物。

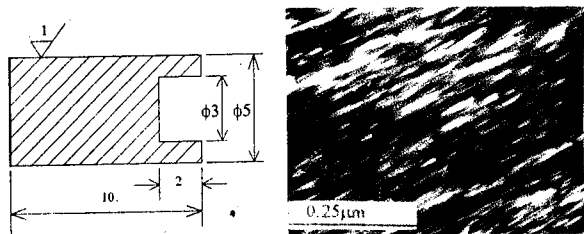


图1 连续冷却试样图 图2 冷速为 $76\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 试样的明场像

(2) 中冷速阶段: 在此阶段的组织仍主要为马氏体、转变不完全的贝氏体和 (M-A), 见图 3。随冷速的降低, 由于贝氏体转变温度 (B_s) 逐渐升高, 相应地

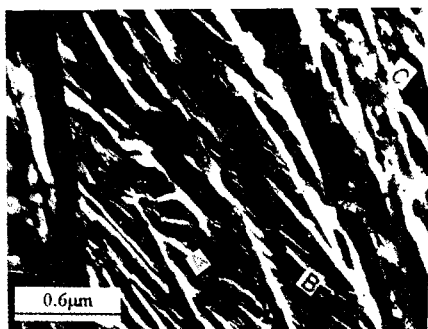


图 3 冷速为 $0.2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 试样的暗场像

转变产物的特征、体积分数随之发生变化。即低温转变产物下贝氏体减少,而高温转变产物上贝氏体增多,(M-A)的尺寸增大。图3中的A区为亚单元铁素体板条和板条间薄膜状奥氏体所组成的贝氏体,亚单元的长轴方向与贝氏体铁素体长轴方向约成 $30^{\circ}\sim 35^{\circ}$,这种

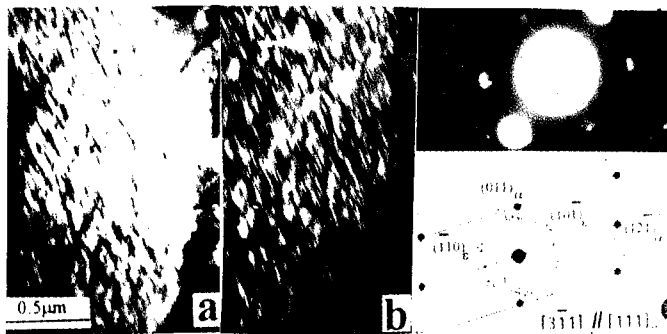


图 4 冷速为 2°C/s 试样中下贝氏体组织的明场像, (a) 暗场像 (b) 和衍射谱及标定 (c)

甚似下贝氏体的组织仍为一种过渡性质的转变不完全的下贝氏体组织。B 区中铁素体板条与贝氏体宽面成更小的角度，有的文献称其为竹形贝氏体。C 区的铁素体板条特征减弱。由于奥氏体有减小自身界面能的要求，它的方向性减小而逐渐变为粒状（小岛状），具有粒状贝氏体的特征。同一试样的某些区域由于动力学条件的差异，可同时显示出几个形态的贝氏体。

3.2 下贝氏体中的碳化物

(1) 碳化物的预沉淀特征

前已叙及, 冷却速度为 $9.2^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的试样, 开始从呢纹条纹区析出十分微小的 ϵ -碳化物, 当冷却速度降至 $2.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时, ϵ -碳化物已明显可见, 如图 4 所示。在相同试验条件下所产生的板条状马氏体具有和贝氏体一样的特征。在淬火或者短期低温等温组织中, 一些板条状马氏体中只存在十字形呢纹花样, 经进一步等温或低温回火后, 从这些呢纹花样区析出呈十字形魏氏分布的 ϵ -碳化物。这和 Sherman^[1] 等人根据电阻测定推断出过渡型碳化物析出前存在预沉淀阶段的结果一致。观察表明, 在不同情况下自马氏体中析出的碳化物类型是不同的。

由此可见,当冷速大于 9.2°C/s 或者在某些淬火、低温回火条件下,观察到只具有下贝氏体、回火马氏体基本特征的组织。这正说明如图 2 所示的细条纹是碳化物析出前的预沉淀特征,它表征着沉淀前共格应变效应。根据 Olsen^[2] 的看法,将这种过渡型碳化物析出前的变化阶段称为时效反应。

(2) 贝氏体铁素体 (α) 和 ϵ -碳化物间取向关系: 根据图 4 的衍射谱分析, α/ϵ 间的取向不满足 “Jack 关系”, 它们之间存在新的取向关系: $(10\bar{1})_{\epsilon} // (130)_{\alpha}$, $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_{\epsilon} // (011)_{\alpha}$, $[111]_{\epsilon} // [\bar{3}1\bar{1}]_{\alpha}$ 。这种新关系在 300M 等钢中也同样观察到。在此新关系中 α/ϵ 间相

(下转第 10 页)

值减少。图4显示出随初始晶粒尺寸增加应变速率与流动应力关系中 n 值减少。所用的2Y-TZP经过不同的热处理得到不同的初始晶粒尺寸,晶粒尺寸从 $0.55\mu\text{m}$ 变化到 $2.6\mu\text{m}$ 。

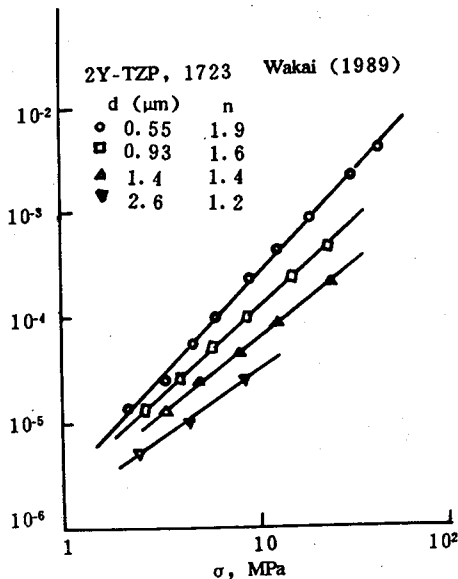


图4 2Y-TZP在1723K试验时随初始晶粒尺寸增加 n 减少^[13]。

可根据Y-TZP在超塑性温度下晶粒边界存在玻璃相来解释杂质含量对 n 值的影响和随晶粒尺寸增加 n 值减少。单相的Y-TZP晶粒边界在超塑性高温下总是存在少量的玻璃相,其厚度总是 $1\sim 2\text{nm}$ 。实验证明,随晶粒边界玻璃相的增加, n 值减少。在高温下杂质偏聚在晶界成一层玻璃相。因此,在杂质较多的试样中,晶界玻璃相增加,因而 n 值减少。晶粒尺寸大意味着晶粒边界少,因而使得相同纯度的试样中有玻璃相的晶界体积分量增加,因而 n 值也减少。

6 结论

- (1) Y-TZP超塑性拉伸在合适的条件下可以实现百分之几百的延伸率,满足塑性加工的需要;
- (2) 超塑性Y-TZP的晶粒比超塑性金属的晶粒更细,尺寸一般小于 $1\mu\text{m}$,尺寸分布均匀,形状等轴;
- (3) 超塑性Y-TZP的真实应力与真实应变的对数关系是线性的,有别于超塑性金属的“S”形;
- (4) 随杂质含量增加或晶粒尺寸增大,超塑性Y-TZP的应力指数减少。

参考文献

1. F. Wakai, et al, Adv. Ceram. Mater., 1 (1986) 259

2. F. Wakai, et al, "Ceramic Materials and Components for Engines", edited by W. Bunk and H. Hausner, 1986, P. 315
3. T. G. Nieh, et al, Scripta Met., 22 (1988) 1297
4. T. G. Nieh, et al, ibid, 23 (1989) 457
5. 林兆荣等, 南航科技报告 NHJB92-7290, 1992年12月
6. K. Kajihara, et al, Scr. Metall. Mater., 28 (1993) 559
7. F. Wakai, et al, Adv. Ceram. Mater., 3 (1988) 71
8. T. G. Nieh, JOM, 41 (9) (1989) 31
9. Y. Ma, et al, in M. J. Mayo, et al (eds), "Superplasticity in Metals, Ceramics and Intermetallics", MRS, Pittsburgh, PA, 1990, P. 331
10. J. Wadsworth, et al, Materials Science and Engineering, A166 (1993) 97
11. Y. Ma, et al, J. of Materials Science, 25 (1990) 2275
12. T. G. Langdon, Materials Science and Engineering, A137 (1991) 1
13. T. G. Langdon, ibid, A166 (1993) 67
14. A. H. Chokshi, ibid, A166 (1993); 119

(上接第32页)

邻点阵平行晶面间的错配能很高^[8],如果 ϵ -碳化物从过饱和铁素体析出,所涉及的体积应变能很高,因而它们从过饱和铁素体析出的可能性不大。 α/A 间的取向满足“K-S关系”。如果 ϵ -碳化物通过 $(1\bar{1}\bar{1})_{\epsilon} // (11\bar{1})_{\text{A}}$ 关系形核,对应地错配度可大为降低。因为 $(11\bar{1})_{\text{A}} // (011)_{\alpha}$,则 $(1\bar{1}\bar{1})_{\epsilon} // (11\bar{1})_{\text{A}} // (011)_{\alpha}$ 。根据迹线分析, ϵ -碳化物的长大方向为 $(11\bar{2})_{\epsilon}$ 。在“K-S关系”中 $[11\bar{2}]_{\epsilon}$ 与 $[01\bar{1}]_{\text{A}}$ 十分接近,于是可以认为 ϵ -碳化物是通过 $(1\bar{1}\bar{1})_{\epsilon} // (11\bar{1})_{\text{A}}$ 形核,沿 $[01\bar{1}]_{\text{A}}$ 长大。

4 结论

(1) 40CrMnSiMoVA型钢在快速淬火、低温等温(或回火)状态马氏体或下贝氏体内碳化物析出前存在一个时效过程。其组织特征主要为呢纹花样。过渡型碳化物从此区析出。

(2) 过渡型碳化物与基体间的取向不满足Jack关系,它属一种新的取向关系。

参考文献

1. A. M. Sherman, G. T. Eldis and M. Cohen, Met. Trans., Vol. 14A, 995 (1983)
2. G. B. Olson and M. Cohen, Met. Trans., Vol. 14A, 1057 (1983)
3. R. Padmanabhan, Material Science and Engineer, Vol. 65, 289 (1984)