

Ti-23Al-17Nb 合金双态组织的控制 及其对力学性能的影响

张建伟¹, 张海深², 张学成², 梁晓波¹, 程云君¹, 李世琼¹

(1. 钢铁研究总院, 北京 100081)

(2. 抚顺特钢股份有限公司, 辽宁 抚顺 113001)

摘要: 研究 Ti-23Al-17Nb (at%, 下同) 合金在不同热处理条件下形成的双态组织的微观细节特征及其形成规律, 分析双态组织细节特征对力学性能的影响, 探讨综合改善合金拉伸性能和高温持久性能的途径。结果表明, 经 α_2+B2 两相区温度变形的该合金, 通过固溶处理/连续冷却和固溶快冷 + 时效两种方式的热处理均可形成双态组织。其中固溶快冷 + 时效方式可以实现 O 相板条数量、尺寸、分布及排列更有效的控制, 时效温度的降低有助于板条的细化和混乱排列。在 α_2 相等轴颗粒形貌及体积分数基本一致 (约 15%~20%) 的情况下, O 相板条体积分数的增加有利于合金高温持久性能的显著提高, 但会造成合金室温拉伸延伸率的下降; O 相板条的细化有利于合金室温和高温拉伸性能的同时改善, 但使高温持久性能有所降低; 通过 1060 固溶处理/油淬+850 时效处理获得的双态组织具有强度、塑性和高温长时性能的最好匹配。

关键词: Ti-23Al-17Nb 合金; 双态组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2010)02-0372-05

Ti₃Al 基合金是目前国内外重点开发的一种金属间化合物材料, 具有密度低、高温比强度高及抗氧化性能好等突出特点, 是在航空航天领域极具应用前景的轻质高温结构材料。其中我国自主研发的名义成分为 Ti-23Al-17Nb 的 Ti₃Al 基合金 (以下简称为 Ti-23Al-17Nb 合金), 近十几年来在塑化韧化方面取得了重大进展, 合金的室温塑性、断裂韧性、冲击韧性等指标达到国际领先水平, 现已在我国航天领域多项工程中得到应用^[1,2]。随着该合金在航空领域应用的推进, 改善合金高温长时力学性能、并实现长时与短时性能良好匹配的研究工作有待深入开展。

与钛合金的微观组织相似, Ti₃Al 基合金中的第二相 (α_2 相或 O 相) 通常以等轴颗粒或魏氏体板条形态分布于 $B2$ 相基体之中。依据第二相的形态, 合金的微观组织分为等轴组织、双态组织和魏氏组织 3 种基本类型^[3]。以往的研究表明, Ti₃Al 基合金的塑性和高温长时性能存在着反常关系, 即第二相全为等轴形态的等轴组织具有较好的塑性和较差的高温长时性能, 而第二相全为魏氏体板条形态的魏氏组织则具有较差的塑性和较好的高温长时性能^[3,4]。可以判断, 第二相同为等轴颗粒和魏氏板条两种形态的双态组织有可能

是实现长时与短时性能良好匹配的组织类型。但是由于 Ti₃Al 基合金相平衡及相转变规律相对复杂, 微观组织对热加工和热处理过程十分敏感^[3-5], 因而其双态组织的形成规律需要进一步研究; 同时双态组织中的细节特征对力学性能及其匹配的影响也有待进一步探讨。本实验以 Ti-23Al-17Nb 合金为研究对象, 对上述问题进行系统的研究, 以求在加深对这一合金物理冶金基本问题认识的同时, 确定实现合金高温长时性能与短时性能最佳匹配的组织条件和工艺途径。

1 实验

实验采用的 Ti-23Al-17Nb 合金相关相图见图 1。实验材料由真空自耗电弧 3 次熔炼而成, 铸锭首先在 $B2$ 相区温度经约 70% 变形量的开坯锻造, 后在 α_2+B2 两相区温度进行约 80% 变形量的二次锻造并空冷至室温。从锻坯切取的试样进行初始微观组织形态 (锻态) 的分析、双态组织形成与控制的热处理实验及后续的力学性能测试。

参照钛合金和 Ti₃Al 基合金组织演变的基本规律^[3], 探索双态组织形成的热处理实验采用以下两种基本途径: 一是固溶处理/连续冷却, 固溶处理温度选

收稿日期: 2009-07-13

作者简介: 张建伟, 男, 1963 年生, 博士, 教授级高级工程师, 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081, 电话: 010-62183833, E-mail: TiAl@superalloy.cn

为 α_2+B2 两相区的 1060 ，研究不同连续冷却速度所形成的组织特征；二是固溶处理/淬火 + 时效处理，探讨 1060 固溶处理/淬火后不同温度时效对双态组织的影响。典型的热处理实验制度见表 1。

采用 SEM 对合金组织进行观察分析，采用 MTS 拉伸机对合金试样进行室温和高温短时拉伸性能测试，采用蠕变机对合金试样进行高温持久性能测试。

2 结果和讨论

2.1 双态组织的形成

合金材料在热处理实验前的初始状态为热变形并空冷状态，其微观组织形态见图 2。该组织由 $B2$ 相基体、 α_2 相颗粒和长棒以及 O 相板条构成，3 个相因成分差异而在扫描电镜的二次电子图像中分别呈白色、黑色和灰色。其中 α_2 相颗粒和长棒的形状和分布一定程度保持着热变形造成的方向性， O 相板条则尺寸不一，排列方向基本为随机分布。由于热变形温度处于 α_2+B2 相区，依据以往的研究结果可以断定^[5,6]，组织中的 α_2 相颗粒和长棒形成于热变形过程，而 O 相板条则是在变形后缓冷过程中锻件温度连续通过 $\alpha_2+O + B2$ 、 $O + B2$ 和 O 单相区时在 $B2$ 相基体中析出的。

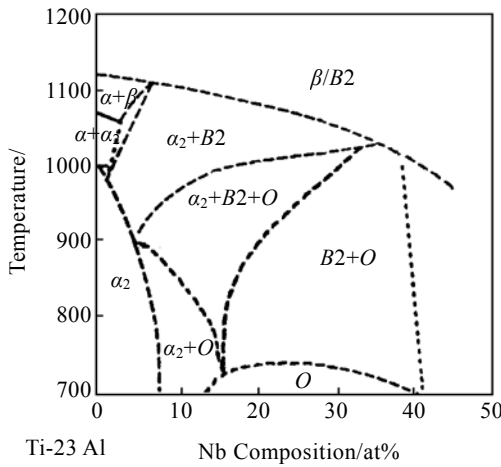


图 1 Ti-23Al-xNb 垂直截面相图

Fig.1 Phase diagram of Ti-23Al-xNb vertical section

表 1 热处理实验方案

Table 1 Scheme of the heat treatment experiments

Heat treatment	Scheme
Solid-solution/ continuous cooling	1060 , 2 h OQ
	1060 , 2 h AC
	1060 , 2 h FC
Solid-solution/quenching + aging	1060 , 2 h/OQ +
	850 , 24 h/AC
	1060 , 2 h/OQ + 800 , 24 h/AC

Note: OQ—Oil quenching; AC—Air cooling; FC—Furnace cooling

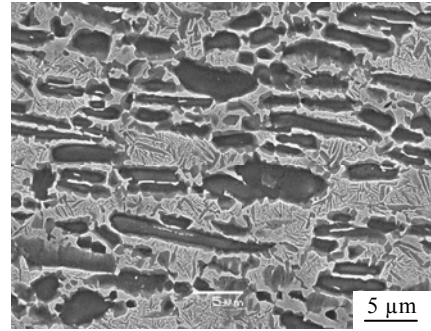


图 2 α_2+B2 两相区锻后微观组织

Fig.2 Forged microstructure of α_2+B2 phase area

图 3a、3b 和 3c 分别为合金经过 1060 ，2 h 固溶处理并油淬、空冷和炉冷后的 3 种微观组织。3 种冷却方式穿越 1060 至 600 温度范围的平均速率分别约为 10, 1 和 0.1 /s。由图 3a 可见，固溶处理并油淬的合金为 α_2+B2 两相组织， O 相板条的析出因油淬的快速冷却而被完全遏制。因而这一组织可以基本反映出合金在 1060 ，2 h 固溶处理的效果，即初始状态组织中的 O 相板条完全溶解消失， $B2$ 相基体发生再结晶而形成等轴晶粒，晶粒长大因 α_2 相颗粒对其晶界迁移的钉扎作用而受到限制，最终晶粒尺寸大约与 α_2 相颗粒的间隙相当；较大 α_2 相通过再结晶或回复演变成大小基本均等的等轴颗粒，均匀分布于 $B2$ 相基体之中；同时残留的一些较小的 α_2 相颗粒分布在 $B2$ 相再结晶晶界。 α_2 相总体积分数约为 15%~20%。由图 3b 和 3c 可见，1060 ，2 h 固溶处理后的空冷和炉冷组织中，因固溶处理后冷却速度减缓而使 O 相板条从 $B2$ 相基体中析出，形成双态组织。板条的尺寸及含量随冷却速度的减缓而增大。空冷组织和炉冷组织中 O 相板条的平均尺寸约为 $0.3 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ 和 $1 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$ ，体积分数分别达到整个组织的 30%和 60%左右。同时还可以看到，炉冷组织中的 α_2 相颗粒有较为明显的长大，使其体积分数有所增加。

图 4a 和 4b 为 1060 固溶处理并油淬后再分别经 850 ，24 h/空冷和 800 ，24 h/空冷的两种时效组织。两种时效处理均使固溶/油淬组织的 $B2$ 相基体中生成均匀细小的 O 相板条，形成双态组织。板条尺寸随时效温度的提高而增大，850 时效和 800 时效的板条平均尺寸分别约为 $0.7 \mu\text{m} \times 4 \mu\text{m}$ 和 $0.5 \mu\text{m} \times 2 \mu\text{m}$ 。两种时效处理后的板条体积分数基本一致，均达到 70%左右。两种时效组织中较大的黑色 α_2 相颗粒周边均形成了一层较薄的灰色环形边沿，这一形态的 O 相可能由 α_2+B2 相界形核生成。

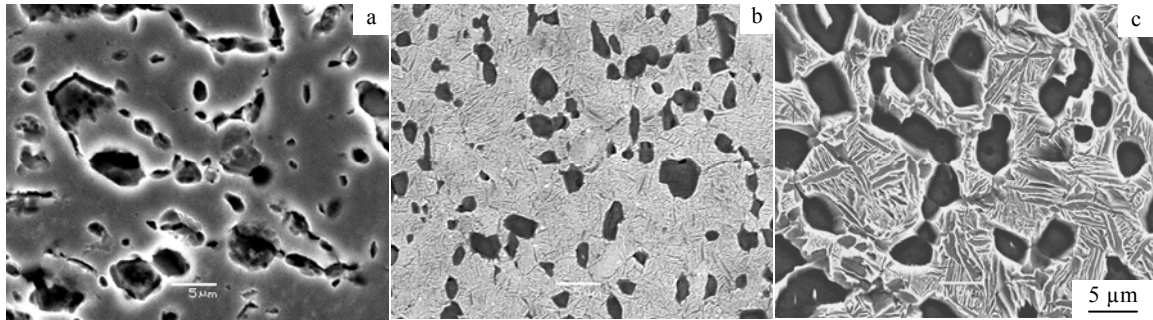


图 3 合金经过 1060 °C, 2 h 固溶处理/连续冷却后的微观组织

Fig.3 Microstructures of alloys after 1060 °C, 2 h solid solution treatment plus continuous cooling treatment: (a) OQ, (b) AC, and (c) FC

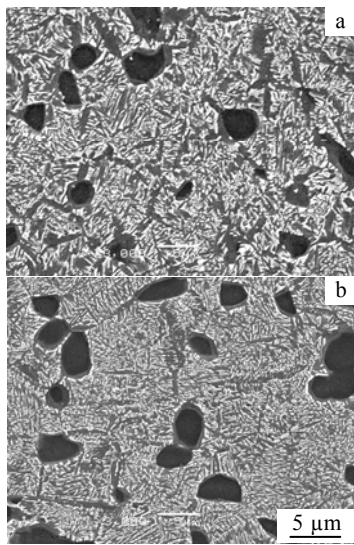


图 4 合金经 1060 °C 固溶处理/空冷时效后的微观组织

Fig.4 Microstructures of alloys after 1060 °C solid solution treatment plus aging treatment: (a) 800 °C, 24 h/AC and (b) 850 °C, 24 h/AC

上述的实验结果表明, Ti-23Al-17Nb 合金通过 α_2+B2 相区温度的变形并固溶处理, 可以获得由 α_2 相颗粒和 $B2$ 相基体构成的两相等轴组织。然后再通过较慢速度的连续冷却, 或通过快冷 + 时效, 可使其发生 $B2 \rightarrow O$ 相变以析出 O 相板条, 形成了由 α_2 相颗粒、 O 相板条和 $B2$ 相基体构成的 3 相双态组织。尽管迄今为止 Ti_3Al 合金相变动力学问题尚待深入研究, 但依据本实验的结果, 可以勾画出该合金固溶态中的 $B2$ 相在连续冷却过程中的 TTT 曲线(见图 5)。由于 $B2 \rightarrow O$ 相变动力学速度的影响, 要实现 O 相板条的充分析出, 固溶处理后的连续冷却须足够缓慢。但冷却速度减缓在增大 O 相相对含量的同时, 板条尺寸必然粗化。显然, 以固溶处理/连续冷却方式获得双态组织的方法, 难以对组织中各相的含量和尺寸同时进行有效的控

制。相对而言, 固溶快冷 + 时效是易于获得理想双态组织的途径, 时效处理过程中较大的过冷度可使 O 相生成的形核点增多, 板条析出均匀, 延长时效时间可使 O 相充分析出, 降低时效温度可使板条趋于细化。

2.2 拉伸性能

对上述获得的 4 种双态组织的合金进行室温和 650 °C 的拉伸性能测试。结果列于表 2。对比各组织形态特征及所对应的性能数据, 可以分析出双态组织中一些显著影响合金拉伸性能的基本组织因素。

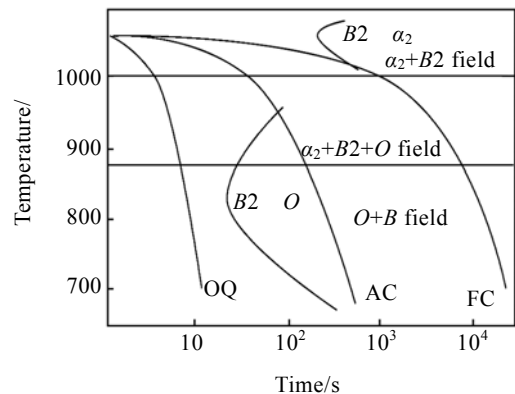


图 5 合金在连续冷却过程中的 TTT 曲线

Fig.5 TTT curves of alloys in continuous cooling process

表 2 不同双态组织的合金拉伸性能

Table 2 Tensile properties of alloys with different duplex microstructures

Heat treatment	Testing temp./°C	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%
1060 °C, 2 h/AC	RT	1095	910	13.0	15.5
	650	815	645	32.0	63.0
1060 °C, 2 h/FC	RT	835	575	8.5	9.0
	650	635	440	27.0	48.0
1060 °C, 2 h/OQ+	RT	1080	895	9.5	12.0
	850 °C, 24 h/AC	650	800	635	18.0
1060 °C, 2 h/OQ+	RT	1180	990	8.0	11.5
	800 °C, 24 h/AC	650	900	750	13.0

(1) B_2 相相对含量: 1060 , 2 h 固溶处理/空冷组织 (图 3b) 与其它 3 种双态组织 (图 3c 和 4a、4b) 相比, α_2 相颗粒形貌及含量基本一致, 但因 $B_2 \rightarrow O$ 相变不充分而保留较多含量的 B_2 相。这一组织状态的延伸率显著好于其它 3 种组织, 同时拉伸强度也处于一个较高的水平。这一结果再次证实在 Ti_3Al 基合金中, B_2 相因具有较多可动滑移系的体心立方结构而有助于合金塑性的改善, 其晶粒内特有的亚组织结构又是合金强化的有利因素^[3,4]。相对于以往其它 Ti_3Al 基合金研究结果, 本研究合金通过合理的热变形和固溶处理形成了更为细小的 B_2 相再结晶晶粒 ($< 20 \mu m$), 进一步促进了其多滑移系的有效开动和协调, 使其塑化作用得到了提高。

(2) O 相板条尺寸因素: 对比固溶处理/炉冷及两种固溶处理/油淬+时效的组织 (图 3c 和 4a、4b), 可以看到其差异主要表现在 O 相板条的尺寸上。随着板条尺寸的增大, 合金的拉伸强度明显下降。但延伸率却以板条尺寸适中的 850 时效组织为最佳。其合金强度与板条尺寸的关系可归因于界面强化, 即 Hall-Petch 效应。以往的 Ti_3Al 基合金研究也发现过这一规律, Hirth 和 Froes^[3]曾证实合金屈服强度与板条间距 λ 的倒数存在着正比关系。而适中板条尺寸的组织具有最佳塑性的现象可作如下解释, 缓冷组织中粗大的板条更趋于形成以相似的晶体学取向排列的片层团。这种排列造成一个有效的贯穿整个片层团的滑移长度, 滑移端点将产生大的应力集中, 导致 Stroh 裂纹形核和扩展而使合金提前断裂。因此, 慢速冷却造成的有效晶粒尺寸的增加是合金塑性差的原因。但是板条尺寸过于细小时, 由于 B_2 相晶内因板条细化强度很高, 形变时应变将集中于相对较软的 B_2 相晶界区, 这一晶界上存在的粗大的连续分布的 O 相析出物将成为裂纹的形核点和快速扩展的通道, 使合金过早断裂^[3,4]。

2.3 高温持久性能

对几种典型组织状态下的合金进行高温持久性能测试, 结果见表 3。其中固溶处理/空冷组织状态 (图 3b) 的持久寿命明显低于其它 3 种双态组织 (图 3c 和 4a、4b), 这表明具有较多含量 B_2 相的组织尽管有助于合金塑性的提高, 但却使高温持久性能显著下降。其它 3 种双态组织中, 以固溶处理/炉冷状态的持久寿命最长, 固溶处理/油淬+850 时效状态的居中, 固溶处理/油淬+800 时效状态的最短。可以推测, 双态组织在其它组织参数基本一致时, O 相板条的粗化有利于合金持久寿命的提高。

表 3 不同双态组织的合金 650 持久性能

Table 3 Endurance properties of alloys with different duplex microstructures at 650

Heat treatment	Endurance properties at 650 , 320 MPa		
	Life/h	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$
1060 , 2 h/AC	56:20	14	17
1060 , 2 h/FC	353:32	12	12
1060 , 2 h/OQ+	312:41	8	9
850 , 24 h/AC			
1060 , 2 h/OQ+	219:53	9	11
800 , 24 h/AC			

以往在对 Ti_3Al 基合金板条组织状态的蠕变性能研究中, 发现存在着扩散和位错攀移两种不同的蠕变机制。这两种机制造成的蠕变性能——板条尺寸关系截然相反^[3,7]。对于扩散蠕变, 板条的粗化因减少晶界滑移而使稳态蠕变速率下降, 使蠕变寿命延长; 而对于位错攀移蠕变, 因晶界可以造成位错的堆积, 板条粗化势必减小蠕变阻力, 使蠕变寿命缩短。显然, 本研究的 Ti-23Al-17Nb 合金在 650 , 320 MPa 条件下的蠕变应是以扩散为主要机制。同理, B_2 相的有序体心立方结构因比 O 相的有序正交结构更有利于原子及空位的扩散, 组织中 B_2 相的增多必然导致蠕变性能的下降。

3 结 论

1) 经 α_2+B_2 两相区温度变形的合金可通过固溶处理/连续冷却和固溶快冷+时效两种热处理方式形成双态组织。

2) 相对固溶处理/连续冷却方式而言, 固溶快冷+时效热处理方式可以实现 O 相板条数量、尺寸、分布及排列的有效控制, 时效温度的降低有助于板条的细化和混乱排列。

3) 在 α_2 相等轴颗粒形貌及数量基本一致的情况下, 双态组织中的 O 相板条含量增加有利于合金高温长时性能的显著提高, 但会造成合金塑性的下降; O 相板条的细化有利于合金强度和塑性的同时改善, 但使高温长时性能有所降低。

4) 通过 1060 固溶处理/油淬+850 时效处理所得到的双态组织合金具有强度、塑性和高温长时性能的最好匹配。

参考文献 References

- [1] Li Shiqiong, Zhang Jianwei, Zou Dunxu *et al.* In: Hanada S, Zhong Z, Nam S W eds. *The Fourth Pacific Rim International Conference Advanced Materials and Processing (PRICM4)[C]*. Tokyo: Japan Institute of Metals, 2001: 887

- [2] Li Shiqiong(李世琼), Zhang Jianwei(张建伟), Cheng Yunjun(程云君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 104
- [3] Banerjee D. *Intermetallic Compounds*[J], 1994, 2: 91
- [4] Ward C H. *Int Met Rev*[J], 1993, 38: 79
- [5] Zhang Jianwei(张建伟), Cheng Yunjun(程云君), Liang Xiaobo(梁晓波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S3): 561
- [6] Zhang Jianwei(张建伟), Li Shiqiong(李世琼), Cheng Yunjun(程云君) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(S3): 93
- [7] Zhang J W, Lee C S, Zou D X *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29A: 559

Control of Duplex-Microstructure and Its Effect on Mechanical Properties of Ti-23Al-17Nb Alloys

Zhang Jianwei¹, Zhang Haishen², Zhang Xuecheng², Liang Xiaobo¹, Cheng Yunjun¹, Li Shiqiong¹

(1. General Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Fushun Special Steel Co., Ltd., Fushun 113001, China)

Abstract: The detailed microstructure characteristics and the formation regulation of the duplex microstructure of Ti-23Al-17Nb (at%) alloys under different heat treatment conditions were studied. The effects of detailed microstructure characteristics on the mechanical properties of alloys were also investigated. The approaches to improve the both tensile and endurance properties at elevated temperature were discussed. The results indicate that for the alloys forged in (α_2+B2) phase field, the duplex microstructure can be obtained either by treatment of solution in (α_2+B2) field and oil quenching plus aging in (α_2+B2+O) field. The volume fraction, size and distribution pattern of O phase laths can be controlled well. The relatively lower aging temperature is of benefit to form the finer and more random distribution of O phase laths. Increasing the volume fractions of O phase laths can improve the endurance properties at elevated temperature but decrease the room-temperature elongation in the case of similar sizes and same percent content (15%-20%) as equiaxed α_2 particles, while the finer sizes of O phase laths can increase the tensile properties both at room and elevated temperatures, but decrease the endurance properties. The optimum matching of tensile strength, elongation and endurance properties of the alloys at elevated temperature can be obtained by the heat treatment of 1060 °C solution and oil quenching plus 850 °C aging.

Key words: Ti-23Al-17Nb; duplex-microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Jianwei, Ph. D., Professor of Engineering, General Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62183833, E-mail: TiAl@superalloy.cn