

均匀化处理对 TiAl 合金铸造组织的影响

齐立春 李臻熙 黄旭 曹京霞

(北京航空材料研究院,北京 100095)

文 摘 研究了均匀化处理对两种含 B 的铸造 TiAl 合金铸造组织的影响。研究发现 1 370℃/5 min/OQ+1 150℃/6 h/AC 均匀化热处理能有效消除 B2 相,将 β 稳定化元素固溶到基体中,实现成分均匀化;1 370℃/5 min/OQ+1 150℃/24 h/AC 均匀化热处理后可使粗大的铸造片层组织分解转变为细晶近 γ 组织,平均晶粒直径 50 μm 。

关键词 TiAl 合金, B2 相, 偏析, 均匀化热处理工艺

Effect of Homogenizing Treatment on Microstructure of Cast TiAl-Based Alloys

Qi Lichun Li Zhenxi Huang Xu Cao Jingxia

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

Abstract The effect of homogenizing treatment on the microstructures of two cast TiAl alloy with B addition was investigated. It is found that homogenizing treatment at 1 370℃/5min/OQ and 1 150℃/6 h/AC can efficiently promote the elimination of B2 phase segregation, and the solution of β stabilizing elements to the matrix results in composition homogenization. The coarse as-cast lamellar microstructures can be decomposed completely and transformed into fine near γ microstructures through the above homogenizing treatment. The average grain size of fully lamellar microstructures is about 50 μm .

Key words TiAl alloy, B2 phase, Segregation, Homogenizing treatment

0 引言

TiAl 合金具有低密度、较高弹性模量以及良好的高温强度、抗蠕变、抗氧化等一系列优点,被公认为最具发展潜力的高温结构材料。为了提高其高温力学性能,通常添加大量的 Cr、W、Nb 等 β 稳定化元素,从而在铸造组织中形成大量 B2 相。B2 相为长程有序的体心立方结构,在室温下具有本质脆性,对 TiAl 合金室温塑性非常不利,同时 TiAl 合金铸造组织都是粗大的片层组织。本文研究了两种含 B 的铸造 TiAl 合金,探索一种既能消除 B2 相同时能有效细化铸造组织的热处理工艺。

1 试验材料和方法

采用一次真空自耗熔炼(VAR)+二次冷壁坩埚感应悬浮熔炼(ISM)制备的 Ti-47.5Al-4(Cr, Nb, W, Si)+1B at% 合金和 Ti-47.5Al-5(Cr, Nb, W, Si)+0.2B at% 合金,分别记为 G_1 、 G_2 。合金铸锭经 1 200℃/153 MPa/4 h 热等静压处理。

金相试样经金相砂纸粗磨后进行电解抛光。腐蚀

液为 Kroll 试剂(5% 氢氟酸+10% 硝酸+85% 水)。在 NEOPHOT-21 型金相显微镜下观察组织形貌。在 JSM-5600LV 型扫描电子显微镜上拍摄各种组织的二次电子像(SEI)和背散射电子像(BEI),并用能谱仪(EDS)分析了相成分。

2 结果和分析

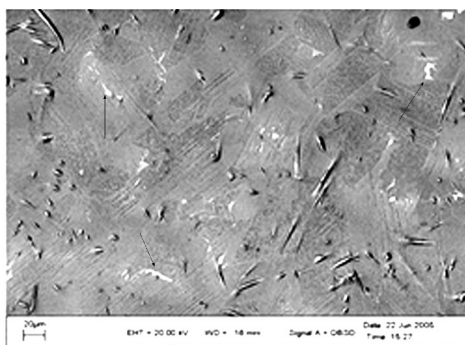
2.1 B2 相分析

当二元 TiAl 合金中加入一定量的 β 稳定化元素 Cr、W、Nb 等,就会出现体心立方结构的 B2 相,其晶格常数 $a=0.32\text{ nm}$,它为高温 β 相的室温有序相。B2 相与 α_2 和 γ 相存在如下位向关系: $(0001)\alpha_2 // \{111\}\gamma // \{110\}B2$ 和 $\langle 11\bar{2}0 \rangle \alpha_2 // \langle \bar{1}10 \rangle \gamma // \langle \bar{1}11 \rangle B2$ 。

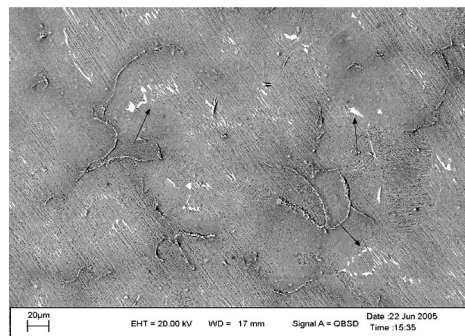
图 1 和表 1 分别为 G_1 合金铸态组织中 B2 相 SEM 背散射电子像、能谱图及其能谱分析结果。从中可以看出 Cr 和 W 含量很高,远远超过基体的成分。B2 相可以在片层界面或等轴 γ 相中析出^[1],其硬度高于 α_2 和 γ 相,而且 B2 相的存在能阻碍位错沿片层界面的运动,稳定片层组织,在承受蠕变载荷和长时间热暴露的条

件下能抑制动态再结晶和片层组织的球化^[2-4],但是,在高合金化的TiAl合金中,随Cr、W含量的增加,由于在凝固过程中的晶内偏析,导致初始的β相保留下来^[5]。β相通常在片层团的界面附近偏析^[6],正是由于富Cr、W的B2相大量析出,降低了γ板条和α₂板条中的Cr、W含量,这不利于合金的高温强度和蠕变性能^[7],同时由于B2相的本质脆性对材料力学性能也不利,因此需要通过均匀化处理来消除。

富集的Cr、W含量有所降低,但仍高于基体含量。

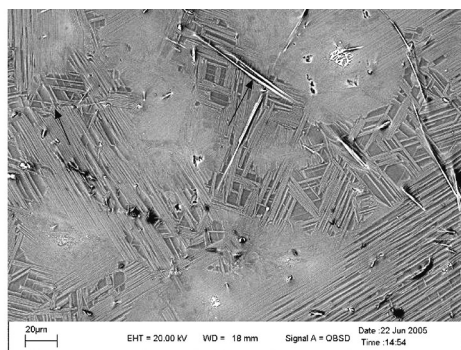


(a) G₁

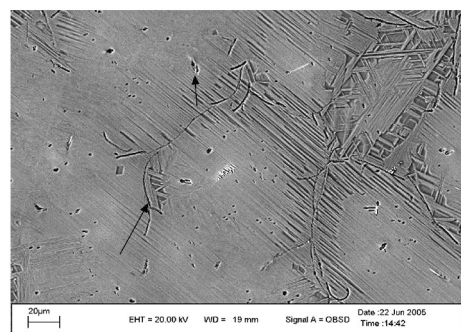


(b) G₂

图2 G₁、G₂合金铸态时SEM背散射电子像
Fig.2 SEM backscattered electron images of as-cast G₁ and G₂ alloys

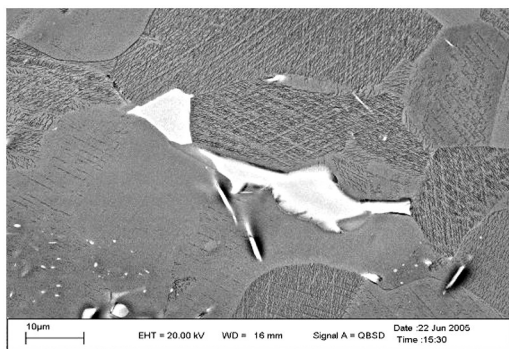


(a) G₁

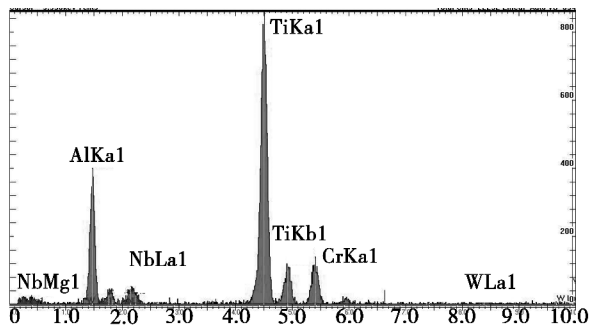


(b) G₂

图3 G₁、G₂合金经1370°C/5 min/OQ热处理后SEM背散射电子像
Fig.3 SEM backscattered electron images of G₁ and G₂ alloys after heat treatment at 1370°C/5 min/OQ



(a) B2相形貌



(b) B2相能谱

图1 G₁合金铸态组织中B2相SEM背散射电子像及其能谱

Fig.1 SEM backscattered electron image and energy spectrum diagrams of B2 phase of as-cast G₁ alloy

表1 G₁合金铸态组织中B2相能谱分析结果

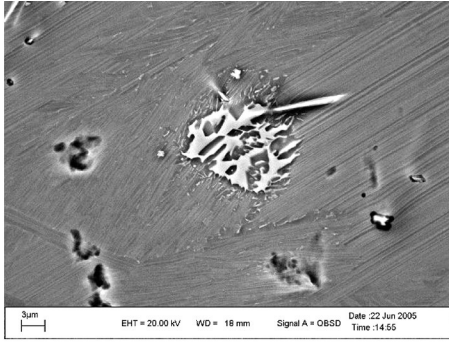
Tab.1 Results of B2 phase energy spectrum analysis of as-cast G₁ alloy

Element	B2 phase/at%	Matrix/at%
Al	31.06	44.74
Ti	54.55	51.04
Cr	10.63	1.90
Nb	2.22	2.05
W	1.53	0.26

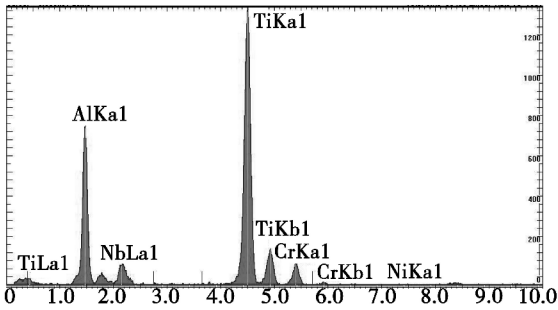
2.2 均匀化热处理工艺研究

图2为G₁、G₂合金铸态时SEM背散射电子像,图中箭头所指的白色物相为B2相。图3为G₁、G₂合金经过1370°C/5 min/OQ热处理后SEM下的形貌。可以看出仍然存在B2相,但数量有所减少,其中G₁合金经热处理后组织内的B2相高倍SEM背散射电子像、能谱图及能谱分析结果如图4和表2所示。比较表1和表2中数据可见,虽然经过热处理后

为了更好地消除 G_1 、 G_2 合金组织内的 B2 相,对经过热处理后的组织又进行了 $1\ 150^\circ\text{C}/6\ \text{h}/\text{AC}$ 热处理,图 5 即为经过二次热处理后的 G_1 、 G_2 合金 SEM 背散射电子像,可以看出经过该种均匀化热处理后,合金中未发现 B2 相。



(a) B2 相 SEM 背散射电子像



(b) B2 相能谱图

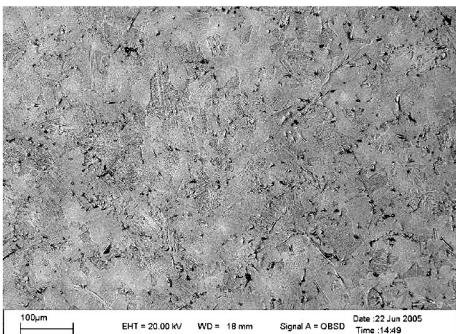
图 4 G_1 合金经 $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$ 热处理后 B2 相形貌及其能谱图

Fig. 4 SEM backscattered electron image and energy spectrum diagram of B2 phase of G_1 alloy after heat treatment at $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$

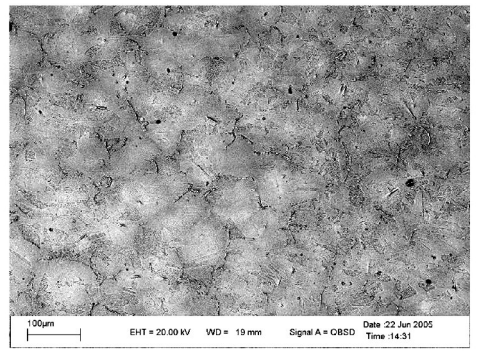
表 2 G_1 合金经 $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$ 热处理后 B2 相能谱分析结果

Tab. 2 Results of B2 phase energy spectrum analysis in G_1 alloy after heat treatment at $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$

Element	B2 phase/at%
Al	38.40
Ti	53.20
Cr	5.23
Nb	2.77
W	0.39



(a) G_1

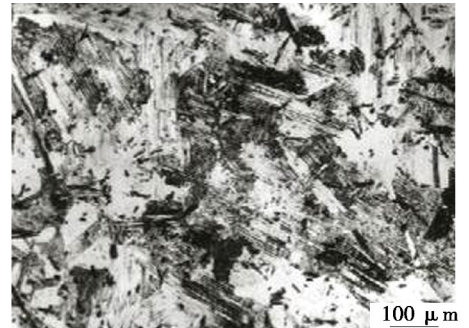


(b) G_2

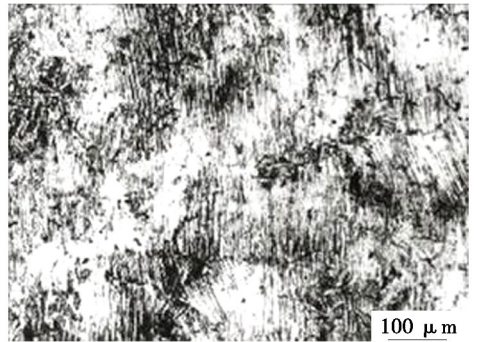
图 5 G_1 、 G_2 合金低倍 SEM 背散射电子像

Fig. 5 SEM backscattered electron macrographs of G_1 and G_2 alloys

图 6 ~ 图 8 为 G_1 、 G_2 合金经热处理的片层组织及经均匀化热处理后的近 γ 组织的金相形貌。



(a) G_1

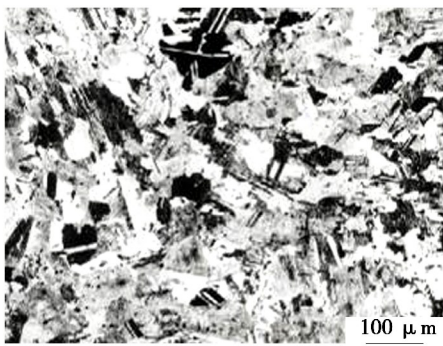


(b) G_2

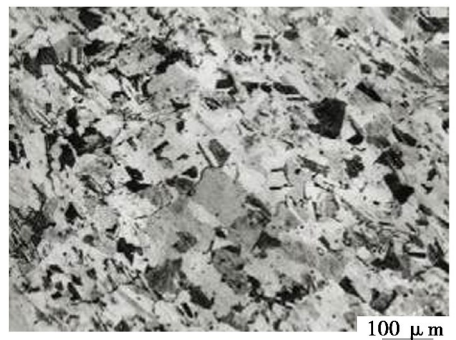
图 6 G_1 、 G_2 合金经 $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$ 热处理组织的金相形貌

Fig. 6 Optical micrographs of G_1 and G_2 alloy after $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$ heat treatment

G_1 、 G_2 合金铸态片层组织通常在 $1\ 000 \sim 1\ 500\ \mu\text{m}$,从图 6 可以看出经 $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ}$ 热处理后,两者粗大的铸态片层组织仍然存在,而经 $1\ 370^\circ\text{C}/5\ \text{min}/\text{OQ} + 1\ 150^\circ\text{C}/6\ \text{h}/\text{AC}$ 热处理后铸态时粗大的片层组织已经部分转变成了 γ 组织,虽然仍存在着片层组织,但粗大的片层组织已明显被分解,如果将 $1\ 150^\circ\text{C}$ 热处理时的保温时间延长到 $24\ \text{h}$ 后,铸态时粗大的片层组织已全部转变成了细小的等轴 γ 组织。



(a) G_1



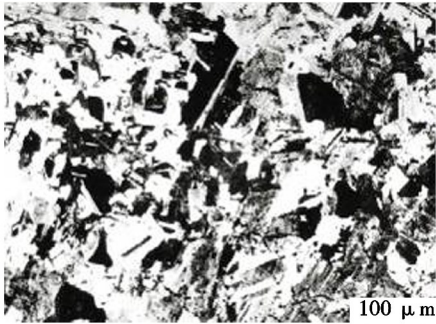
(b) G_2

图7 G_1 、 G_2 合金经 1 370°C/5 min/OQ + 1 150°C/6 h/AC 热处理组织的金相形貌

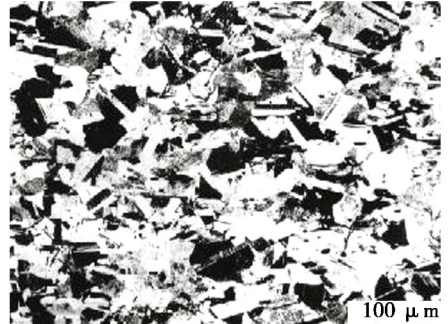
Fig. 7 Optical micrographs of G_1 and G_2 alloy after 1 370°C/5 min/OQ+1 150°C/6 h/AC heat treatment

综上所述可以得出,体心立方结构的 B2 相,富集 β 稳定化元素 Cr、W 等,当合金经过 1 370°C/5 min/OQ 热处理后,Cr、W 含量均有所降低,经过 1 370°C/5 min/OQ + 1 150°C/6 h/AC 均匀化热处理后,就可以很好地消除这种 B2 相偏析,实现成分均匀化。研究还发现,当 G_1 和 G_2 合金在 1 150°C 热处理时,晶界上的带状 TiB_2

相能有效阻止晶界迁移,抑制晶界不连续粗化转变发生。同时因 TiB_2 相与基体之间没有共格位向关系,分布于片层晶粒内的细长的带状硼化物破坏了片层结构的完整性,在片层晶粒内引入了许多原子扩散的通道,从而使 TiB_2 /基体界面与晶界一道成为 γ 相形核与生长的部位^[8],如图 9 中箭头所示。



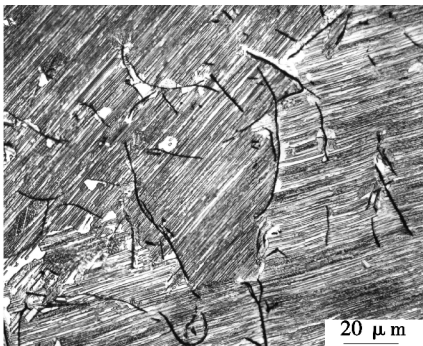
(a) G_1



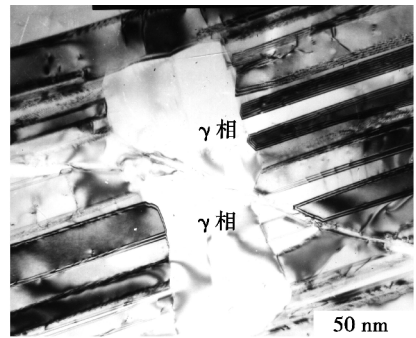
(b) G_2

图8 G_1 、 G_2 合金经 1 370°C/5 min/OQ + 1 150°C/24 h/AC 热处理组织的金相形貌

Fig. 8 Optical micrographs of G_1 and G_2 after heat treatment at 1 370°C/5 min/OQ+1 150°C/24 h/AC



(a) 金相形貌



(b) TEM 明场相

图9 G_1 合金经 1 370°C/5 min/OQ + 1 150°C/4 h/AC 热处理组织形貌

Fig. 9 Micrographs of G_1 alloy after 1 370°C/5 min/OQ+1 150°C/4 h/AC heat treatment

大量细长的带状 TiB_2 相的存在, TiB_2 /基体界面和晶界为 γ 相析出提供了大量的形核部位。 γ 晶粒形核部位的增多,时效时间延长,使铸态时粗大的片层组织全部转变成均匀细小的等轴近 γ 组织^[8]。文献[8]研究了在 1 150°C 保温 48 h 后铸态的全片层组织分解转变情况,表明保温后,全片层组织全部转变成了细小的等轴

γ 组织。本研究从实际应用及经济角度考虑,将保温时间进行了适当调整,选定了保温 24 h,从图 8 可以看出选定的 24 h 保温时间是合理的,因为保温时间过短有些粗大的铸造片层可能分解转变进行的不够彻底。而在 1 150°C 热处理前采用 1 370°C/5 min/OQ 热处理,

(下转第 82 页)