

文章编号: 0258-702X(2002)03-0277-04

γ -TiAl 合金激光表面气相氮化层的组织与性能

刘常升, 陈岁元, 尚丽娟, 马春雨, 闻平, 才庆魁

(东北大学, 辽宁沈阳 110006)

摘要 通过激光气相合金化技术在 γ -TiAl 铸态合金表面“原位”制得以高硬度高耐磨氮化物为增强相的金属基复合材料表面改性层。运用 SEM, XRD 和 TEM 对改性层的微观组织转变进行了研究。结果表明: 激光气相氮化改性层内的显微组织由 α , γ , TiN 和 Ti_2AlN 组成, 沿层深呈不均匀分布。改性层的显微硬度最高可达 1000 kg/mm^2 约为基体硬度值的两倍。讨论了影响改性层硬度的因素。

关键词 γ -TiAl 合金, 激光气相氮化, 显微组织, 显微硬度

中图分类号 TN 249 文献标识码 A

Microstructure and Property of Laser Gas Nitriding on γ -TiAl Alloy

LIU Chang-sheng, CHEN Sui-yuan, SHANG Li-juan,

MA Chun-yu, WEN Ping, CAI Qing-kui

(Northeastern University, Shenyang 110006)

Abstract Composite modification layer on γ -TiAl alloy could be available by laser gas nitriding technique which was reinforced by nitrides. The microstructure characteristics of nitriding layer were investigated through SEM, XRD and TEM examination. It is consisted of α , γ , TiN and Ti_2AlN and is inhomogeneous distributed throughout the nitriding zone. The maximum hardness value reaches to 1000 kg/mm^2 and is double that of the matrix one. The effect of nitriding on micro-hardness was also discussed.

Key words γ -TiAl alloy, laser gas nitriding, microstructure, micro-hardness

1 引言

TiAl 基金属间化合物具有比强度高和良好的抗蠕变、抗氧化性能, 是制作航空航天发动机零部件和汽车发动机的理想轻质高温材料, 现已引起了世界各国的高度重视^[1]。随着由实验室研究转向商业应用, 其表面性能的优劣越来越引起人们的关注^[2]。TiAl 基金属间化合物由于组元属轻质元素, 因此有较低的抗磨性。T. Noda^[3]等曾用等离子碳化技术在全片状铸态 TiAl 合金表面形成了一层约 $3 \mu\text{m}$ 厚的 Ti_2AlN 耐磨薄膜来改善其耐磨性。H. Wang^[4]利用激光技术, 在 γ -TiAl 合金表面制取以

TiN 为耐磨相的改性层, 旨在改善其耐磨性能。P. Werf^[5]等采用连续 CO_2 激光器, 在铸态 γ -TiAl 合金表面制备出了气相氮化复合改性层。本文在前期工作基础上, 研究和分析激光气相氮化改性层的显微组织特征与性能。

2 研究方法

研究用材料 γ -TiAl 铸态合金采用氩气保护的真空磁控搅拌非自耗型电弧炉冶炼, 铸成直径为 $\phi 150 \text{ mm}$ 的柱状坯料。合金的化学成分为 Ti54.6at.-% 和 Al45.4at.-%。用线切割机切取 90

收稿日期 2000-10-20; 收到修改稿日期 2001-03-06

基金项目 教育部高等学校骨干教师资助计划资助项目。

作者简介 刘常升(1963—), 男, 工学博士, 东北大学教授, 博士生导师。主要从事材料表面科学与技术研究。E-mail: csliu@mail.neu.edu.cn

mm × 10 mm × 6 mm 的长方块作为激光处理试样。采用 JK-13 型、波长为 10.6 μm 的 2 kW 横流电激励连续 CO₂ 激光器、焦距为 220 mm 的聚焦透镜,光斑直径为 3 mm。研究条件采取激光功率为 900 ~ 1000 W,扫描速度为 5 ~ 15 mm/s。同轴氮气与氮化用气体分两路,一路与激光束同轴,另一路与试样表面成 45°,直线相距 25 mm,气流与激光束相交于试样表面同一点上。同轴保护用氮气与氮化用气体流量均为 20 L/min。为尽量避免表面裂纹的形成,在激光处理前,对样品进行预热,预热温度为 250°C。待处理试样表面经增吸处理。用 SEM505 型扫描电镜观察改性层沿层深的显微组织形貌分布。用 D/Max-rBX 型 X 射线衍射仪研究改性层的相组成。用 TEM-100CXII 透射电镜分析微观形貌和结构。制备透射

电镜试样时,用线切割机沿平行激光处理表面切取包含有改性层层厚为 0.3 mm 的薄片;用水砂纸手工研磨至 0.1 mm;再用 M₁₀ 干砂纸继续减薄至 0.02 mm 左右,最后用离子减薄至穿孔。用 TMT-3 型显微硬度仪测试复合改性层的显微硬度,所施加载荷为 100 g,由基体经热影响区直至改性层进行,每一层深处测试三点,取三次测量值计其平均。

3 实验结果

在所选定的激光工艺参数范围内,均可成功实现表面气相氮化复合改性。图 1 为改性层的局部 SEM 显微形貌。激光功率为 900 W 和扫描速率为 15 mm/s 的工艺条件下改性层厚度约为 50 μm 左

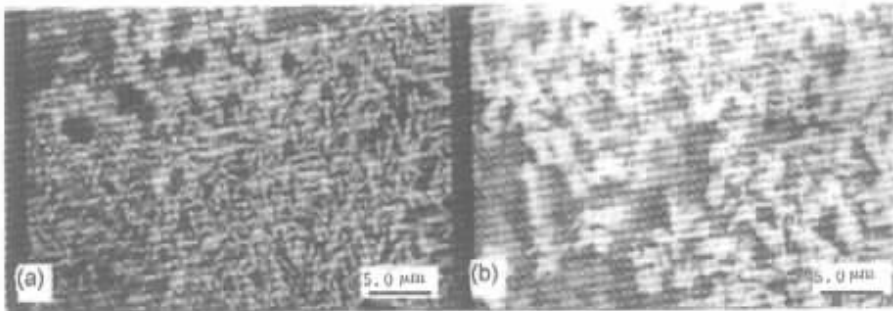


图 1 激光表面气相氮化改性层的 SEM 显微形貌

Fig.1 SEM graphs for laser gas nitriding layer

(a) 900 W, 15 mm/s; (b) 1000 W, 5 mm/s

右,层内存在大量均匀密布的针状相。所得的改性层虽较薄,但氮化物分布较均匀且氮化层中生成相体积分数很高。激光功率为 1000 W,扫描速率为 5

mm/s 工艺参数下的改性层可厚达 300 μm 左右,但氮化物分布的均匀性不如前述工艺下所获得的改性层。层内出现粒状、针状和枝状形貌的氮化物。图 2 所示的 X 射线衍射分析结果表明,两种工艺下形成改性层的组成相种类相同,其中有 α 相,γ 相, TiN 和 Ti₂AlN,这是对改性层一定层深范围内微观组织的统计平均结果,不反映各相数量随层深变化的差异。同时,金相观察发现,氮化物沿层深呈不均匀分布。

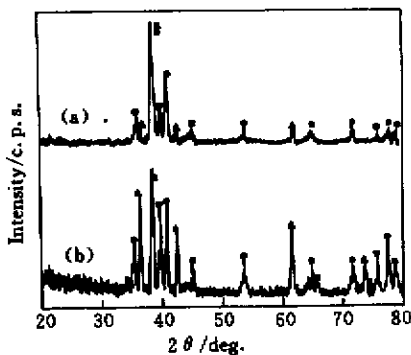


图 2 激光氮化层的 X 射线衍射谱

Fig.2 X-ray diffraction patterns of laser nitriding layers

(a) 900 W, 15 mm/s; (b) 1000 W, 5 mm/s

图 3 为激光表面气相氮化改性层的 TEM 明场形貌像。改性层的精细微观组织分布存在不均匀性,激光气相氮化工艺下的冷却条件决定了复合改性层的显微组织特征。在激光功率为 1000 W 和扫描速率为 5 mm/s 的工艺条件下,基体相上镶嵌有规则的颗粒相(图 3(a));晶界处出现极细片层组织(图 3(b))。激光功率为 900 W 和扫描速率为 15 mm/s 的工艺条件下的显微组织具有与上述相近的特征。

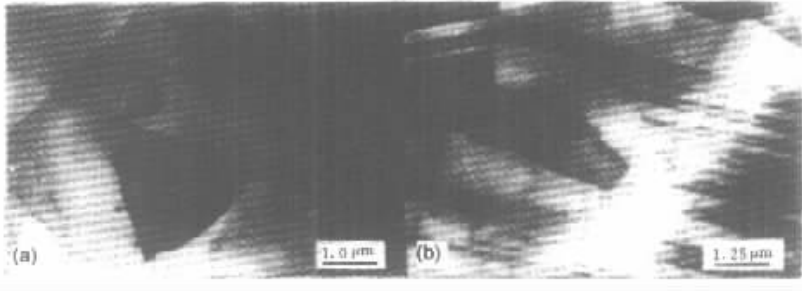


图3 激光表面气相氮化改性层的 TEM 明场像

Fig.3 TEM graphs for laser gas nitriding layer(1000 W , 5 mm/s)

激光功率为 900 W ,扫描速率 15 mm/s 时的改性层硬化区比激光功率为 1000 W ,扫描速率 5 mm/s 时的改性层硬化区要薄得多(图 4) ,这与金相分析结果是一致的。由图 4 可见 ,改性层硬化区的硬度明显升高 ,而且改性层与热影响区的硬度值变化较大 ,热影响区的硬度较基体也有升高 ,但增高幅度不大 ,改性层的硬度值在 950 kg/mm² 以上 ,最高硬度值为 1100 kg/mm² ,表面硬度值为 1050 kg/mm² ,热影响区的硬度值在 600 kg/mm² 左右 ,基体的硬度值为 550 kg/mm² 左右。激光功率为 1000 W ,扫描速率 5 mm/s 时改性层硬化区的硬度逐步升高 ,但带有一定的波动。改性层与热影响区之间硬度值变化不是特别明显 ,合金化区的最高硬度值出现在表面处 ,可达 950 kg/mm² ,热影响区硬度为 600 kg/mm² 左右 ,基体的硬度值为 550 kg/mm² 左右。

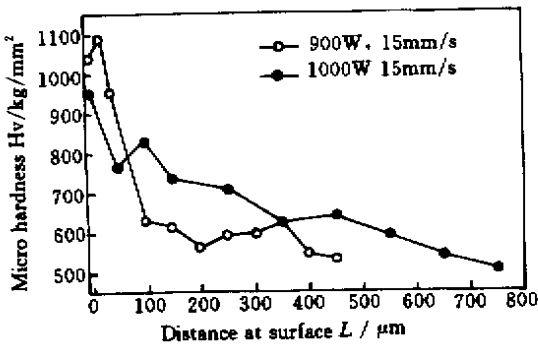


图4 激光表面气相氮化改性层的显微硬度

Fig.4 Micro-hardness curve for laser nitriding layer

4 讨论与分析

4.1 改性层显微组织的形成与转变

铸态 γ -TiAl 合金激光气相氮化复合改性层显微组织特征是氮化区经激光快速加热、快速凝固的结果。根据激光熔凝的三维数学模型分析结果可

知 ,在熔池中心的冷却速度最大而在熔池边缘的冷却速度极小 ,在熔池表面的冷却速度极大而在熔池底部的冷却速度极小。相应地 ,改性层固态转变时的冷却速率应是表面的冷却速度极大而在底部的冷却速度极小。用电子束熔凝 TiAl 合金时 , α 相在快速冷却条件下是不稳定的 ,将按 Blackburu 机制分解出 γ 相。因为 α 相中通常不含位错 ,而 α 相晶界处可以提供必要的 Shockley 不全位错以及相应的层错 ,使得 γ 相倾向于在 α 相晶界处形核长大。 γ 相长大是向着邻近晶粒生长 ,其生长速率要高于以片层状向晶粒生长 ,因为原子在高能量非共格界面上的迁移速率高于在共格界面的迁移率。 γ 相有序化转变过程中的片层结构形成始于预先形核过程 ,是通过 Shockley 不全位错在 α 相或有序 α_2 相的分解产生的堆垛层错 ,形核实际上包含了有序化 ,通过“阶梯 - 凸缘 - 结点”机理生长 ,随着溶解的过饱和度逐渐减少 ,片层 γ 相随之减慢 ,直至停止。片层结构相伴于有序化 ,也即相伴 γ 相的生长出现^[6~8]。

激光气相氮化区的中心区域在发生固态转变时的冷却速率是极快的 ,故过饱和 α 相的分解将受到严重抑制 ,最终分解析出没有发生氮化物将以比较规则的形貌存在。所以 ,在图 3(a) 中的规则形貌组织应是氮化物 ,其镶嵌在过饱和的 α 相内部。由氮化区中心向内 ,随层深变化 ,氮化区内固态转变时的冷却速率将渐慢 , α 相分解渐明显 ,当 α 相发生部分分解时 ,在晶界处发生 γ 相的层状析出(图 3(b)) ,这样 ,在改性层内的最终组织为 :中心区域的单一 α 相或 α 相加上氮化物 ,向内过渡时组织将由单一 α 相或 α 相加上氮化物逐渐过渡到 α 相加 γ 相或 α 相加 γ 相与氮化物。

4.2 改性层的强化影响因素

按复合材料力学模型得出颗粒增强复合材料的屈服强度表示为

$$\sigma_{\gamma} = \sqrt{\frac{\sqrt{3} G_m G_p b V_p^{1/2}}{\sqrt{2} d (1 - V_p) C}}$$

式中, d 为质点间距, G_m 为基体剪切模量, b 为位错矢量, C 为常数, G_p 为颗粒剪切模量, V_p 为强化相体积分数。显然, 质点剪切模量越大, 尺寸越小, 体积分数越高, 颗粒对复合材料的增强效果越好。

在本实验条件下, 由于激光功率为 900 W, 扫描速率为 15 mm/s 时形成的改性层中氮化物密度高且均匀分布, 所以改性层的硬度值很高, 且硬度峰值变化不大。对于激光功率为 1000 W, 扫描速率为 5 mm/s 时形成的改性层的硬度曲线就明显不同, 这与其改性层中氮化物分布有关, 因其中氮化物的分布较为稀疏。近表层处仍有不含氮化物微区存在, 所以硬度曲线出现起伏。

影响改性层显微硬度的因素有很多。一般 α 相的硬度要高于 γ 相, 当双相全片状铸态组织转变经激光气相氮化后得到单相 α 或 α 相所占体积增加时, 改性层的硬度会升高。全片状铸态组织尺寸粗大, 而改性层中的显微组织尺寸则相对细小, 这样, 晶粒细化对改性层的硬度提高有贡献。快速加热和冷却造成的残余应力和缺陷也有利于硬度的提高。

5 结 论

1) 改性层中的显微组织分布不均匀, 氮化区中心区域为单一 α 相或 α 相和氮化物, 向内则过渡为 α 相与有序 γ 相或 α 相、有序 γ 相和氮化物共存。

2) 改性层的显微硬度峰值可达 1000 kg/mm²,

约为基体硬度值的两倍。

3) 改性层硬度的提高主要依赖于氮化物强化, 随氮化物体积分数增加, 硬度值随之提高, 快凝组织细化、相硬化对硬度提高也有一定的作用。

参 考 文 献

- 1 M. Yamaguchi. High temperature intermetallics-with particular emphasis on TiAl [J]. *Materials Science and Technology*, 1992, **8**(4):299~307
- 2 S. Naka, M. Thomas, T. Khan. Potential and prospects of some intermetallic compounds for structural applications [J]. *Materials Science and Technology*, 1992, **8**(4):291~298
- 3 T. Noda, M. Okabe, S. Isobe. Hard surfacing of TiAl intermetallic compound by plasma carburization [J]. *Materials Science and Engineering*, 1996, **A213**(1-2):157~161
- 4 H. Wang. Laser gas alloying of TiAl alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报), 1997, **33**(9):917~920(in Chinese)
- 5 P. Wen, Q. K. Cai, C. S. Liu. Evolution of microstructure of laser surface alloying of gamma TiAl alloy with nitrogen [J]. *Acta Metallurgica Sinica* (English letters), 1999, **12**(5):860~866
- 6 Y. W. Kim, D. M. Diniduk. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides [J]. *Journal of Metals*, 1989, **41**(7):24~30
- 7 Y. W. Kim. Ordered intermetallic alloys, Part III: Gamma titanium aluminides [J]. *Journal of Metals*, 1994, **46**(7):30~35
- 8 S. M. Hao, W. T. Wu. Mechanism and kinetics of phase transformation in two-phase TiAl-based alloys [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 1994, **10**(3):170~174