

文章编号: 1004-0609(2003)02-0323-05

# K418 高温合金与 42CrMo 钢异种金属摩擦焊 接头碳化物带形成机制<sup>①</sup>

杜随更<sup>1</sup>, 傅 莉<sup>1</sup>, 王晋伟<sup>2</sup>, 曹 营<sup>2</sup>

(1. 西北工业大学 材料科学与工程学院, 西安 710072; 2. 中国兵器工业七零研究所 增压器厂, 大同 037036)

**摘 要:** 采用摩擦焊接连接发动机涡轮增压器高温合金 K418 涡轮盘与调质钢 42CrMo 转子轴时, 其接头常会发生低应力破坏和表面缺陷, 拉伸断口外圈出现“光亮圆环”。接头金相组织、断口微观形貌及接头元素成分分析表明, 由于两种材料物理与化学性能的差异, 焊接过程中发生了摩擦界面转移现象, 新形成的“次生摩擦面”诱导碳元素在其上聚集, 从而在高温合金一侧形成了一条沿着次生摩擦面分布的碳化物带, 导致接头的低应力破坏。

**关键词:** 摩擦焊接; 异种金属; 碳化物; 涡轮转子; 次生摩擦面

**中图分类号:** TG 402

**文献标识码:** A

发动机制造过程中的一项关键技术是涡轮增压器转子的摩擦焊接<sup>[1, 2]</sup>。废气涡轮增压器转子的涡轮盘一般采用铸造或锻造高温合金, 而转轴采用调质钢。盘轴摩擦焊接头的拉伸断口外圆上常出现一圈“光亮圆环”缺陷, 焊接接头的抗拉强度只能达到 600 MPa 左右, 焊后进行荧光渗透探伤时, 常在焊合线附近发现缺陷, 合格率较低。

在异种金属摩擦焊接过程中, 摩擦界面两侧金属元素的相互扩散是形成接头的物理基础。但当摩擦界面及近区形成连续的脆性金属间化合物相时, 接头拉伸性能, 特别是塑性和韧性会急剧降低<sup>[3-11]</sup>。这一直是影响异种金属摩擦焊接头质量的最关键的因素。

本文作者在进行了大量工艺优化实验的基础上, 通过对焊接接头金相组织、拉伸断口形貌及元素成分分析, 研究高温合金和调质钢异种金属摩擦焊接过程中合金元素的扩展、合金相形成及其对接头性能的影响规律, 为提高增压器转子的产品质量以及异种金属摩擦可焊性研究提供理论基础。

## 1 实验

实验所用的涡轮盘和转轴材料分别是 K418 铸造高温合金和 42CrMo 调质钢, 两种材料的化学成分见表 1。

所用焊机为 C25 型连续驱动摩擦焊机, 该焊机配备有工业计算机闭环控制及数据采集系统, 可以对摩擦焊接过程中的压力及变形速度进行闭环控制, 同时可检测主轴转速、轴向压力、轴向缩短量及摩擦扭矩等参数的变化。

对焊接接头部位进行拉伸实验, 采用 SEM505 扫描电镜观察拉伸断口。将焊接接头沿轴线剖开, 采用 Neuphot-I 型光学显微镜分析金相组织, 并用电子探针分析化学成分。

## 2 实验结果

### 2.1 断口形貌

图 1 所示为拉伸断口 K418 一侧的典型宏观断口形貌, 断口中心是 K418 母材的粗糙断口, 断口外部出现一圈“光亮圆环”, 断口平整, 有旋转痕迹。42CrMo 一侧宏观断口形貌与图 1 相似, 光亮圆环部分覆盖有一层 K418 材料。断口扫描电镜分析表明, 中心部位是典型的树枝晶(如图 2(a)所示), 光亮圆环表面分布着许多碳化物颗粒和孔穴(如图 2(b)箭头所示), 无典型的韧窝或解理形态, 无明显塑性变形, 属于沿界面断裂的脆性断口。

### 2.2 金相组织

焊接接头金相分析表明, 在摩擦焊接头 K418

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50071049)

收稿日期: 2002-06-12 修订日期: 2002-09-11

作者简介: 杜随更(1963-), 男, 副教授, 博士。

通讯联系人: 杜随更, 副教授, 博士, + 86-29-8495264; E-mail: sgdu@vip.sina.com

表 1 材料的化学组成(质量分数, %)

| Table 1 Chemical compositions of materials (mass fraction, %) |            |            |            |          |          |          |            |
|---------------------------------------------------------------|------------|------------|------------|----------|----------|----------|------------|
| Material                                                      | C          | Cr         | Mo         | Nb       | Al       | Ti       | Zr         |
| K418                                                          | 0.08~ 0.16 | 11.5~ 13.5 | 3.8~ 4.8   | 1.8~ 2.5 | 5.5~ 6.4 | 0.5~ 1.0 | 0.06~ 0.15 |
| 42CrMo                                                        | 0.38~ 0.45 | 0.90~ 1.20 | 0.15~ 0.25 |          |          |          |            |

| Material | B            | Mn         | Si         | P      | S      | Fe   | Ni   |
|----------|--------------|------------|------------|--------|--------|------|------|
| K418     | 0.008~ 0.020 | ≤0.50      | ≤0.50      | ≤0.015 | ≤0.010 | ≤1.0 | Bal. |
| 42CrMo   |              | 0.50~ 0.80 | 0.20~ 0.40 | ≤0.040 | ≤0.040 | Bal. |      |

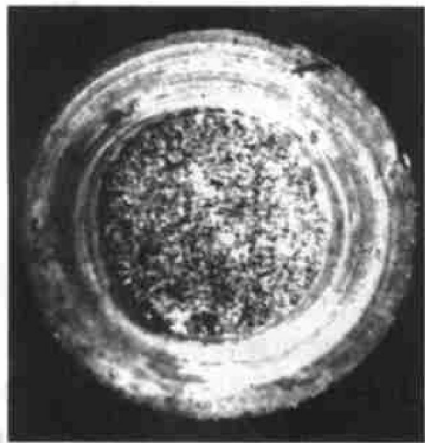


图 1 K418 与 42CrMo 摩擦焊接头  
拉伸断口宏观形貌

Fig. 1 Macroscopical tensile fractography  
of friction welding joint between  
K418 and 42CrMo

一侧紧靠焊合面处出现了一条基本连续的带状结构(如图 3 所示)。带状组织两侧组织不同,靠 K418/42CrMo 界面一侧组织细小,表明发生了剧烈塑性变形与动态再结晶;靠 K418 母材一侧变形程度小,母材中所含的第二相几乎完全溶解,表明温度较高。带状结构从外圆一直延伸到某一半径  $r_c$  处,焊接角速度越高,  $r_c$  越小,即带状结构的范围越大。半径  $r_c$  处与 K418 一侧剧烈塑性变形区界面相接(如图 3 所示),靠近外圆一侧飞边沿带状组织开裂。

2.3 合金元素的扩散

对焊合区 K418/42CrMo 界面及带状组织进行电子探针线扫描分析,结果(如图 4 和图 5 所示)表明,在焊接热作用下, K418/42CrMo 界面上合金元素发生了扩散, Ti 和 Cr 的扩散距离约 4  $\mu\text{m}$ 。带状组织内 Cr 和 Ni 含量相对降低,而 Nb 和 Ti 含量相对较高。

带状组织能谱分析结果见表 2。表 2 中同时还给出了 K418 母材中碳化物相的分析结果,发现与

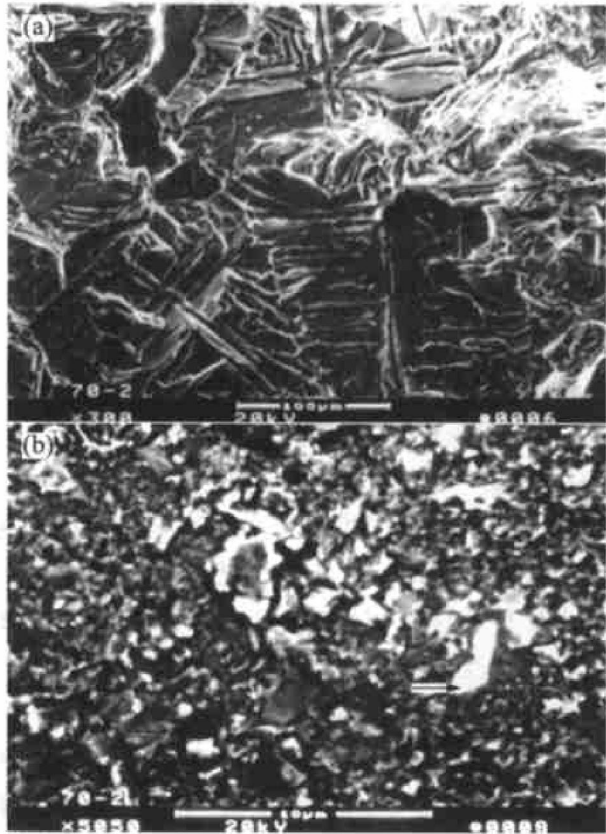


图 2 拉伸断口微观形貌

Fig. 2 Microscopical tensile fractographies  
of friction welding joint between  
K418 and 42CrMo  
(a) —Central zone; (b) —Bright cirque zone

表 2 带状组织及基体碳化物能谱分析结果

| Table 2 Element contents of band and carbide<br>in base metal analysed by energy spectrum<br>(mass fraction, %) |      |      |      |      |      |      |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Position                                                                                                        | Ni   | Cr   | Nb   | Ti   | Fe   | Al   |
| Band                                                                                                            | 60.8 | 8.15 | 20.6 | 5.47 | 3.75 | 0.84 |
|                                                                                                                 | 82.1 | 10.8 | 1.16 | 1.13 | 2.18 | 2.21 |
| Carbide in<br>base metal                                                                                        | 78.2 | 10.9 | 5.64 | 1.92 | 1.20 | 1.82 |

带状组织的成分相似,故可判定带状组织实际是一条碳化物带。

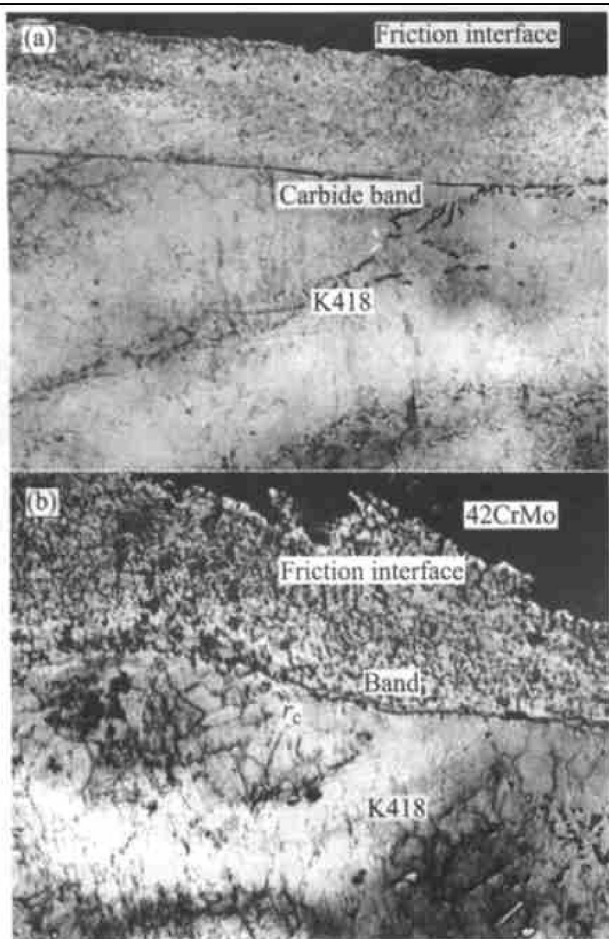
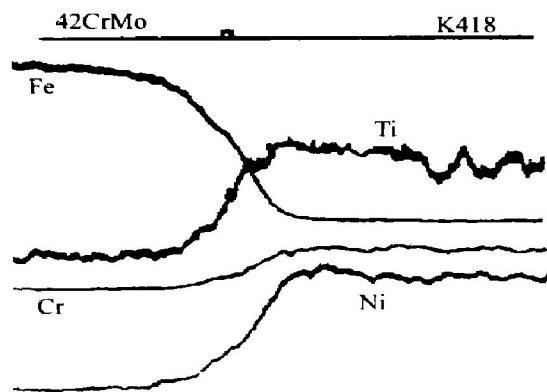


图 3 带状组织的形貌

Fig. 3 Morphology of band structure

图 4 K418/42CrMo 界面的元素分布  
(电子探针线扫描分析)Fig. 4 Element linear distribution of  
K418/42CrMo interface detected with  
electron probe microanalyzer

### 3 碳化物带形成机理

#### 3.1 K418/42CrMo 界面上碳元素的扩散

异种金属摩擦焊接过程中, 合金元素的相互扩散是在摩擦界面处形成金属间化合物的一个主要原因<sup>[2]</sup>。合金元素的扩散动力主要取决于其化学位。

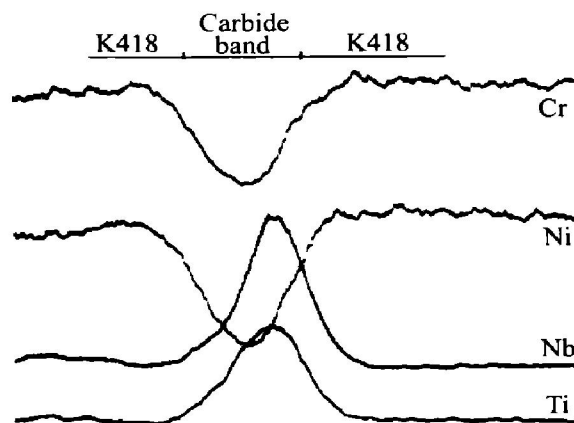


图 5 带状组织中元素分布(电子探针线扫描分析)

Fig. 5 Element linear distribution of band  
detected with electron probe microanalyzer

在 K418/42CrMo 扩散偶中, 42CrMo 一侧的含碳量 (0.38% ~ 0.45%) 高于 K418 一侧的含碳量 (0.08% ~ 0.16%); 而 K418 一侧含有大量碳化物形成元素 Cr, Mo, Nb, V 和 Ti, 对碳亲和力大; 同时 K418 基体为奥氏体, 对碳溶解度大, 42CrMo 基体为铁素体, 对碳溶解度小。这些都使得碳在 K418 侧的化学位低于 42CrMo 侧的, 促使碳在焊接及焊后热处理过程中由 42CrMo 向 K418 扩散。摩擦焊接过程中, 在摩擦界面产生了大量的塑性变形, 位错密度提高, 晶粒细化, 晶界比表面积增大, 沿晶界和位错发生的“短路扩散”促使了碳的扩散。从而在 42CrMo 侧形成脱碳区, 在 K418 侧形成增碳区。在增碳区碳将与 Cr, Mo, Nb, V 和 Ti 等形成碳化物。但由于焊接时间短, 碳化物形成元素的扩散距离有限, 因此形成的碳化物应紧靠 K418/42CrMo 界面。

在  $\gamma$ -Fe 中, 碳和铁的扩散系数与激活能见表 3, 在焊接温度 (取 1250 °C) 下, 可计算出碳与铁的扩散系数分别为  $6.7 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$  和  $2.2 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 。图 4 中, Fe 元素向 K418 一侧的扩散距离约 2~3  $\mu\text{m}$ , 因扩散距离和扩散系数间存在平方根关系, 由此推断 C 元素向 K418 一侧的扩散距离亦不会超过 4~5  $\mu\text{m}$ 。这无法解释碳化物带有时远离 K418/42CrMo 界面的实验现象 (如图 3 中碳化物带距离 K418/42CrMo 界面约 85  $\mu\text{m}$ )。因此, K418/42CrMo 界面上碳的扩散不是碳化物带形成的主要原因。

#### 3.2 次生摩擦界面的热诱导

图 3 中, 撇开碳化物相本身, 碳化物带两侧的

表 3  $\gamma$ -Fe 中的扩散系数与激活能Table 3 Diffusion coefficient and activation energy in  $\gamma$ -Fe

| Element | $D_0 /$<br>( $10^{-5} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ) | $Q /$<br>( $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ) | $D^* /$<br>( $10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ) |
|---------|----------------------------------------------------------|------------------------------------------------|----------------------------------------------------------|
| C       | 2.0                                                      | 140                                            | 6.7                                                      |
| Fe      | 1.8                                                      | 270                                            | 2.2                                                      |

\* —Detected at 1 250 °C

组织差异、碳化物带与塑性变形区的关系以及沿碳化物带的开裂形式均与作者在文献[3]中描述的次生摩擦面特征相似。次生摩擦面是在异种金属摩擦焊接过程中, 由于被焊金属的热物理性能的差异, 形成了焊接区温度的偏态分布及陡变的组织梯度与性能梯度, 实际摩擦界面将从初始两种金属之间转移到导热性能较差一侧的母材中。这一过程亦称之为摩擦面转移<sup>[3]</sup>。

K418 与 42CrMo 二者热物理性能差异较大, K418 导热系数小, 焊接时近缝区温度梯度大, 有利于形成大的组织变化梯度, 如图 3 中碳化物两侧晶粒形态有很大差异; K418 基体为面心立方的奥氏体组织, 具有低的层错能, 发生动态再结晶的倾向及再结晶后软化倾向大, 易形成陡变组织梯度与性能梯度; 同时, 42CrMo 材料的导热系数大于 K418 的, 促使焊接过程中摩擦副温度偏态分布, K418 一侧近缝区温度相对升高, 再结晶软化程度加大, 性能梯度增大。因此, 根据作者在文献[3]中建立的次生摩擦面形成理论, K418/42CrMo 摩擦焊接过程中在 K418 侧形成次生摩擦界面的倾向很大。

当主轴转速过大时, 摩擦界面温度偏高, K418 侧发生动态再结晶及软化, 形成了陡变组织梯度与性能梯度, 由于温度偏态分布, K418 变形区内部的温度大于 K418/42CrMo 界面温度, 摩擦界面将从初始摩擦面转移到 K418 内部, 形成次生摩擦面。由于焊合区外圆温度最高、温度梯度最大, 次生摩擦面首先在焊合区外圆部位产生, 逐渐向内部扩展。主轴转速越高, 形成次生摩擦面的范围越大。

次生摩擦面形成后, 由于实际摩擦界面已由初始摩擦面转移到 K418 内部的次生摩擦面上, 次生摩擦面处温度最高, 碳溶解度增大, 诱导碳在次生摩擦面上富集, 使该处碳的浓度大于其它区域。焊接冷却过程中, 随着温度降低, 碳的溶解度降低, 过饱和的碳就会在次生摩擦面上以碳化物的形式析出, 从而形成沿着次生摩擦面分布的碳化物带。由于初始与次生摩擦面之间的区域变形程度大, 晶粒细化, 因此碳化物带实际是在次生摩擦面 K418 一

侧形成的。

碳化物带形成后, 在外力作用下变形时, 碳化物与周围基体变形不协调, 易沿碳化物带发生断裂, 结合强度反而低于原始 K418/42CrMo 界面。因此, 在 42CrMo 侧拉伸断口上光亮圆环部分总覆盖一层 K418 材料<sup>[12]</sup>。

根据以上分析可知, 碳化物带形成的主要机制是次生摩擦面产生后对碳的诱导作用, 因此防止形成碳化物带的工艺措施与防止摩擦面转移的措施相同, 即控制摩擦焊接界面温度。

## 4 结论

1) K418/42CrMo 异种材料摩擦焊接过程中, 由于在高温合金一侧产生了一条碳化物带, 故在拉伸断口上形成了靠近外圆的光亮圆环, 引起接头低应力破坏。

2) 形成碳化物带的主要原因是焊接过程中, 高温合金一侧形成了次生摩擦面, 诱导高温下碳的富集, 从而在冷却过程中沿次生摩擦面析出、形成碳化物带。

## REFERENCES

- [1] Lee J W. Inertia friction welding of a gas turbine rotor [J]. Welding Review International, 1992, 11(4): 189 - 192.
- [2] 耿香月, 商贵斌. GH2132 与 42CrMo 内燃机车增压器摩擦焊[J]. 焊接学报, 1995, 16(1) 25 - 29.  
GENG Xiang-yue, SHANG Gu-bin. Friction welding of GH2132/42CrMo used at locomotive supercharger[J]. Trans China Welding Institution, 1995, 16(1) 25 - 29.
- [3] 时渭清, 杜随更. GH2132-42CrMo 摩擦焊接头焊后热处理对接头冲击韧性的影响[J]. 西北工业大学学报, 1993, 11(S): 69 - 75.  
SHI Wei-qing, DU Su-geng. Affection of post-weld treatment on the impact toughness of friction welding joint of GH2132/42CrMo [J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 1993, 11(S): 69 - 75.
- [4] Shinoda T, Miyahara K, Ogawa M, et al. Friction welding of aluminium and plain low carbon steel [J]. Welding International, 2001, 15(6): 438 - 445.
- [5] Yokoyama T, Yamaguchi M. Impact tensile strength of 6061 aluminum alloy/45# carbon steel friction welded butt joints [J]. Japan Institute of Light Metals, 1999, 49(11), 535 - 541.
- [6] Maldonado C, Zhai Y, North T H. Effect of a silver interlayer in a dissimilar MMC/stainless steel friction joints [A].

- Proceedings from the Materials Solutions Conference '98[C]. Materials Park, OH, ASM International, 1998. 141 - 147.
- [7] Maldonado C, North T H. Particle fracture in metal-matrix composite friction joints[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(18): 4739 - 4748.
- [8] Fuji A, Kimura M, North T H. Effect of friction welding on characteristics of pure titanium / A5083 aluminum alloy joint: I—Joint mechanical properties [J]. Materials Science Research International, 1995, 1(3): 188 - 192.
- [9] Kawai G, Ogawa K, Ochi H. Friction weldability of various aluminum alloy pipe to SUS304 stainless steel pipe [J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1999, 49 (2): 83 - 88.
- [10] Abbasi M, Taheri A K, Salehi M T. Growth rate of inter-metallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 319 (1 - 2): 233 - 241.
- [11] Fuji A, Ameyama K, Kokawa H. Properties of as-welded and heat treated pure titanium-7075 Al-Zr-Mg alloy friction weld joints [J]. Science and Technology of Welding and Joining (UK), 2001, 6(1): 23 - 30.
- [12] 杜随更. LY12 与 T2 摩擦焊接头中次生摩擦面形成机制的研究[J]. 西北工业大学学报, 1993, 11(S): 63 - 67.
- DU Suigeng. Deformation of secondary friction interface during friction welding of LY12/T2[J]. Journal of Northwestern Polytechnical University, 1993, 11(S): 63 - 67.

## Forming mechanism of carbide band in friction welding joint of superalloy K418 and steel 42CrMo

DU Suigeng<sup>1</sup>, FU Li<sup>1</sup>, WANG Jirwei<sup>2</sup>, CAO Ying<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Supercharger Factory, China North Engine Research Institute, Datong 037036, China)

**Abstract:** The friction welding of the superalloy turbo disk and the steel rotor axial is a key technique of the engine manufacture. The lower stress destruction and surface defect are frequently occurred at welding joint. The outside of tension fracture surface appears as “bright circle”. The microstructure, fracture surface and element distribution of joint were analyzed. The results show that because of the difference between the physical and chemical performances of the welded materials, the friction interface transforms from the interface between superalloy and steel to the interior of superalloy, and forms a “secondary” friction interface. The carbon enriches at the secondary friction interface at high temperature. During cooling, the carbide bond forms on the secondary friction interface of superalloy, resulting in the lower stress destruction of welding joint.

**Key words:** friction welding; dissimilar metal; carbide; turbo rotor; secondary friction interface

(编辑 杨 兵)