

doi:10.3969/j.issn.1673-9833.2022.04.007

# 温度对 Ni/Nb/Ni 复合中间层连接 YG20 和 42CrMo 钢扩散层微观组织和抗拉强度的影响

林伟伟<sup>1</sup>, 孙浩斌<sup>2</sup>, 张敬利<sup>3</sup>, 颜练武<sup>1</sup>, 彭英彪<sup>1</sup>

(1. 湖南工业大学 先进包装材料研发技术国家地方联合工程研究中心, 湖南 株洲 412007;  
2. 蓬莱市超硬复合材料有限公司, 山东 蓬莱 264000; 3. 赣州海盛硬质合金有限公司, 江西 赣州 341000)

**摘要:** 以 Ni/Nb/Ni 作为复合中间层, 采用固态真空扩散法分别于 1 150 °C 和 1 200 °C 下保温 1 h 连接 YG20 和 42CrMo 钢。利用扫描电镜、能谱仪、X 射线微区衍射仪及力学试验机, 对不同温度下的扩散层微观组织结构和抗拉强度进行了分析。试验结果表明: 在 YG20/Ni 和 Ni/42CrMo 钢界面处形成了 ( $\gamma$ Fe, Ni) 和 (Ni, Co) 固溶体。碳原子从 YG20 与 42CrMo 钢两端向复合中间层扩散, 并在扩散层形成碳化物。结合相图热力学计算的 C-Ni-Nb 等温截面和扩散层物相的实验表征, 分析了复合中间层物相的形成机理, Ni/Nb 界面处的物相依次为 NbNi<sub>3</sub>+NbC、Nb<sub>2</sub>C 和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub>。NbNi<sub>3</sub> 和 NbC 的热膨胀系数差异导致 NbC 易从 NbNi<sub>3</sub> 基体中剥离, 形成孔洞。随着连接温度由 1 150 °C 升高至 1 200 °C, 更多的 NbC 析出, 导致孔洞量增加, 使得基体的抗拉强度从 40 MPa 降低至 24 MPa, 且均以脆性模式在 NbNi<sub>3</sub>+NbC 层失效。

**关键词:** 扩散连接; 硬质合金; 钢; 复合扩散层

**中图分类号:** TG3

**文献标志码:** A

**文章编号:** 1673-9833(2022)04-0047-07

**引文格式:** 林伟伟, 孙浩斌, 张敬利, 等. 温度对 Ni/Nb/Ni 复合中间层连接 YG20 和 42CrMo 钢扩散层微观组织和抗拉强度的影响 [J]. 湖南工业大学学报, 2022, 36(4): 47-53.

## Effects of Temperature on the Microstructure and Tensile Strength of YG20/42CrMo Steel Joint Diffusion with Ni/Nb/Ni Composite Intermediate Layer

LIN Weiwei<sup>1</sup>, SUN Haobin<sup>2</sup>, ZHANG Jingli<sup>3</sup>, YAN Lianwu<sup>1</sup>, PENG Yingbiao<sup>1</sup>

(1. National & Local Joint Engineering Research Center for Advanced Packaging Material and Technology, Hunan University of Technology, Zhuzhou Hunan 412007, China; 2. Penglai Super Hard Composite Materials Co. LTD., Penglai Shandong 264000, China; 3. Ganzhou Haisheng Cemented Caride Co. LTD., Ganzhou Jiangxi 341000, China)

**Abstract:** YG20 and 42CrMo steel are connected at 1 150 °C and 1 200 °C for 1h respectively by using Ni/V/Ni as the composite intermediate layer by adopting the solid-state vacuum diffusion method, followed by an analysis of the microstructure and tensile strength of the diffusion layer at different temperatures by scanning electron microscope, energy dispersive spectrometer, X-ray micro area diffractometer and mechanical testing machine. The results show that ( $\gamma$ Fe, Ni) and (Ni, Co) solid solution are formed at the interface of YG20/Ni and Ni/42CrMo steel; meanwhile, carbon atoms diffuse from YG20 and 42CrMo steel terminals to the composite intermediate layer, subsequently forming

收稿日期: 2022-02-26

基金项目: 山东省重点研发计划重大科技创新基金资助项目 (2019JZZY010361); 湖南省教育厅科研基金资助项目 (21B0542)

作者简介: 林伟伟 (1996-), 男, 湖南永州人, 湖南工业大学硕士生, 主要研究方向为硬质合金材料,

E-mail: 1271012855@qq.com

通信作者: 颜练武 (1975-), 男, 湖南株洲人, 湖南工业大学高级工程师, 博士, 硕士生导师, 主要研究方向为硬质合金材料,

E-mail: 3269962528@qq.com

carbides in the diffusion layer. An analysis has been made of the formation mechanism of composite intermediate phase, combined with the C-Ni-Nb isothermal cross section calculated by phase diagram thermodynamics and the experimental characterization of diffusion layer phase. The phase forming sequence from Ni to Nb end is  $\text{NbNi}_3/\text{NbC}$ ,  $\text{Nb}_2\text{C}$  and  $\text{Nb}_7\text{Ni}_6$ . Due to the difference between the thermal expansion coefficients of  $\text{NbNi}_3$  and  $\text{NbC}$ ,  $\text{NbC}$  can be easily peeled off from  $\text{NbNi}_3$  matrix, thus forming holes. As the connection temperature increases from 1 150 °C to 1 200 °C, more  $\text{NbC}$  precipitates, resulting in the increase of holes, which reduces the tensile strength from 40 MPa to 24 MPa with an overall brittle fracture at the  $\text{NbNi}_3+\text{NbC}$  layer.

**Keywords:** diffusion bonding; cemented carbide; steel; composite diffusion layer

## 1 研究概述

硬质合金辊环具有高红硬性、高强度、高耐热疲劳性和高耐磨性等优良性能,用其作为轧辊的工作面,能极大地提高轧制高线和棒材的工作效率<sup>[1-2]</sup>。硬质合金辊环的外径最大值为 520 mm,辊环的厚度通常为 110 mm。在实际服役过程中,为了保持轧辊的刚性,辊环工作面的最大磨削厚度仅为某直径的 10%~15%,还有超过一半的硬质合金未能使用。若利用钢替代部分硬质合金作为辊环的内衬,则可以有效避免钨资源的浪费,降低成本。目前连接硬质合金与钢的方法主要有钎焊<sup>[3-5]</sup>和固态扩散结合<sup>[6-8]</sup>。但是钎料在高温下容易发生相变和软化,难以适应轧辊的高温、大载荷冲击工作环境<sup>[9]</sup>。固态真空扩散焊接主要通过焊接面的原子相互扩散,利用扩散层的冶金物理化学反应,最终实现材料的冶金结合,并且具有连接温度较低、焊件受热面积较小等优点。但是 WC-Co 硬质合金与钢在热物性参数上存在显著的差异,尤其是热膨胀系数不匹配(室温下 WC-Co 为  $6.42 \times 10^{-6}/\text{K}$ ,钢为  $(12\sim 14) \times 10^{-6}/\text{K}$ )。如果对硬质合金/钢直接扩散焊接,焊缝处极易产生热裂纹,导致脱焊。此外,硬质合金和钢的扩散易产生脆性化合物,如  $\text{M}_6\text{C}$ 、 $\text{Fe}_3\text{C}$ 、 $\text{FeW}$  和  $\text{Fe}_2\text{W}$ ,导致接头性能急剧下降<sup>[7]</sup>。为减少残余应力和有害脆性相的形成,有必要引入一种中间层。在扩散连接中,通常使用金属箔片作为中间层,如  $\text{Ni}$ <sup>[10-11]</sup>、 $\text{Nb}$ <sup>[12]</sup>、 $\text{Ti}$ <sup>[13]</sup>、 $\text{V}$ <sup>[14]</sup>、 $\text{Ti/Ni}$ <sup>[15]</sup> 以及  $\text{Ti/Cu}$ <sup>[16]</sup> 等。

在现有的金属中,Nb ( $8.42 \times 10^{-6}/\text{K}$ ) 热膨胀系数介于 WC-Co 和钢之间,可以有效缓冲硬质合金/钢接头压力。Ni 具有良好的金属延展性,可缓冲接头的残余应力,且 Ni 与钢中的 Fe 和硬质合金中的 Co 相互固溶,不会产生脆性金属间化合物。鉴于此,本研究拟采用 Ni-Nb-Ni 作为 YG20/42CrMo 钢固态真空扩散连接的复合扩散层,研究不同连接温度对扩散层微观组织结构的影响和抗拉强度的影响。

## 2 实验

### 2.1 材料

YG20 硬质合金,株洲硬质合金集团有限公司生产;42CrMo 钢,太原钢铁集团有限公司生产;Ni 箔(厚 0.05 mm)、Nb 箔(厚 0.1 mm),纯度均为 99.95%,均由清河县冠泰金属材料有限公司生产。其中 42CrMo 和 YG20 的化学成分如表 1 所示。

表 1 原材料化学成分

Table 1 Chemical composition of raw materials %

Materials	Cr	C	Mo	Ni	Co	Fe	W
42CrMo	1.1	0.4	0.2	0.3	-	97	-
YG20	-	4.9	-	-	20	-	75

### 2.2 方法

本文采用真空扩散工艺进行扩散连接。连接前对 YG20 和 42CrMo 的接合面依次用 240~2 000 目的砂纸和金刚石磨盘进行打磨抛光至表面光亮、无明显划痕。Ni 箔和 Nb 箔用 1 500 目的砂纸进行打磨。将打磨后试样在丙酮中超声波清洗 15 min,以去除表面的油污等杂质。扩散样品以 YG20/Ni/Nb/Ni/42CrMo 的顺序组装,如图 1a 所示。将组装好的试样放入真空管式炉中,在连接过程中真空度小于  $10^{-3}$  Pa,以 10 °C/min 升温速率升到 1 150~1 200 °C 并保温 1 h,随后炉子以 5 °C/min 的速度冷却至 500 °C,并炉冷至室温。从连接试样上截取 26 mm × 10 mm × 3 mm 的拉伸试样,如图 1b 所示。

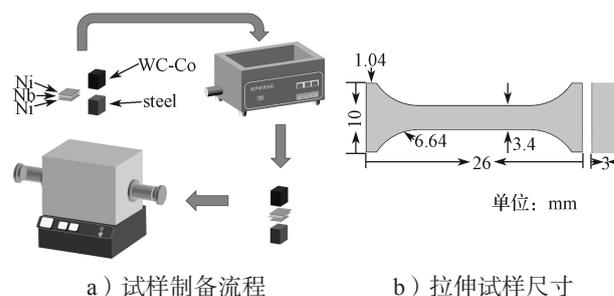


图 1 试样制备流程和拉伸尺寸示意图

Fig. 1 Schematic diagram of sample preparation process and tensile size

拉伸实验在试验机 Instron-3369 上进行, 应变速率为 1 mm/min, 以 5 个拉伸试样强度的算术平均值作为接头的平均强度。

使用场发射扫描电子显微镜 (TESCAN, MIRA3 LMH)、能谱仪 (EDS, X-Max20) 和 X 射线衍射仪 (XRD, D/MAX RAPID 11R) 分析接头断裂前后的微观结构、化学成分和物相组成。

利用相图热力学计算 Fe-Ni、Ni-Co 二元相图和 C-Ni-Nb 三元等温截面, 研究扩散层物相形成机理。

### 3 结果与分析

#### 3.1 温度对扩散层微观结构的影响

图 2 为 1 150, 1 200 °C 下 YG20 和 42CrMo 的扩散层 SEM-BSE 照片。

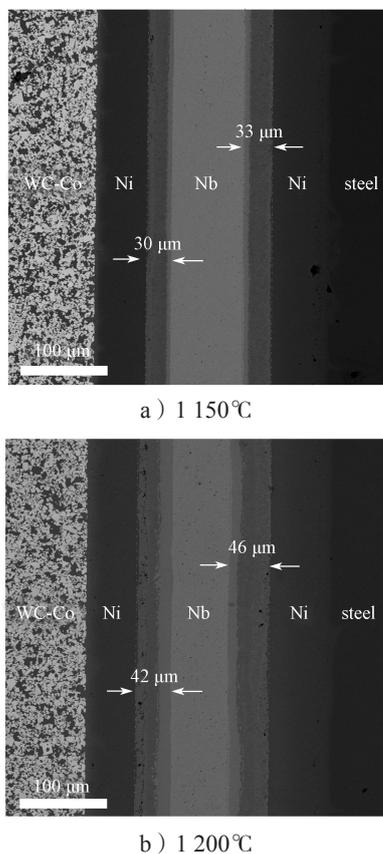


图 2 不同连接温度下的 YG20 和 42CrMo 的扩散层 SEM-BSE 图像

Fig. 2 SEM-BSE images of the diffusion layer of YG20 and 42CrMo at different connection temperatures

由图 2 可见, 随着连接温度升高, Ni/Nb 扩散层厚度从 30 μm 增加到 42 μm。扩散层厚度的增加可用公式 (1) [15] 描述:

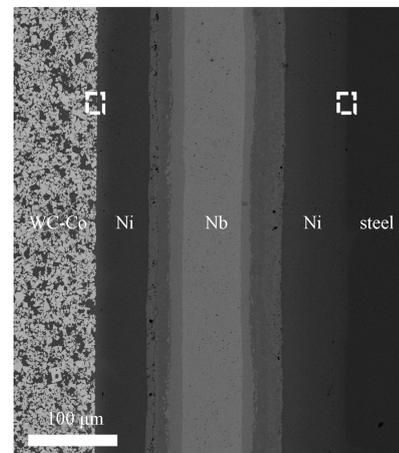
$$l^2 = k_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)t, \quad (1)$$

式中:  $l$  为扩散层厚度;  $k_0$  为扩散系数;  $Q$  为反应层

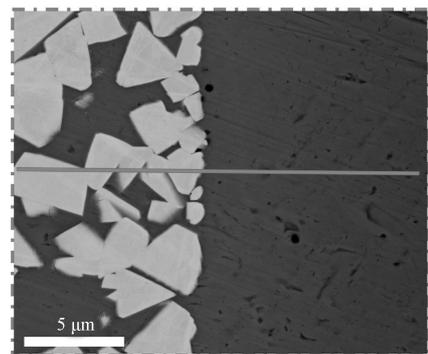
生长激活能;  $R$  为摩尔气体常数;  $T$  为扩散温度;  $t$  为连接时间。

由式 (1) 可知, 扩散温度  $T$  越高, 原子的扩散系数越大, 扩散层的厚度越大。

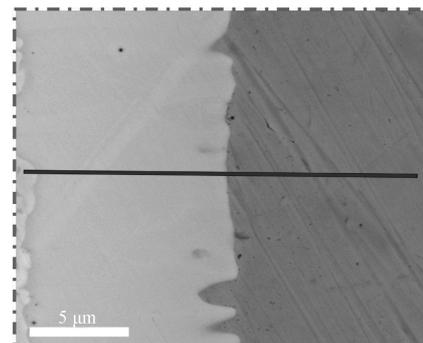
图 3a~3e 为 WC-Co/Ni/Nb/Ni/42CrMo 在 1 200 °C 下扩散连接后, 扩散层区域的背散射电子照片以及能谱分析结果, 其中图 3b 和 3c 为图 3a 虚线框区域的放大图像。由图 3b 和 3c 可以看出, YG20/Ni 界面和 Ni/42CrMo 界面的连接良好, 未发现裂纹。图 3d 和图 3e 为图 3b 和 3c 的界面光谱分析结果, 由图 3d 和图 3e 中的元素曲线可知, 各元素分布曲线非常平滑, 未形成台阶, 表明在 YG20/Ni 和 Ni/42CrMo 扩散层未形成新相。



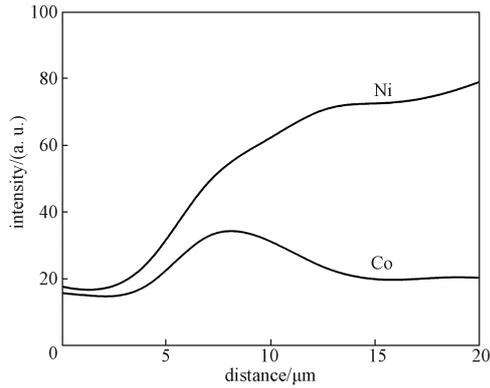
a) 接头整体界面



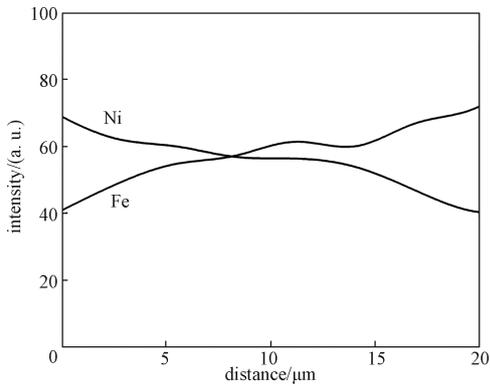
b) YG20/Ni 界面



c) Ni/42CrMo 界面



d) YG20/Ni 界面 EDS 结果

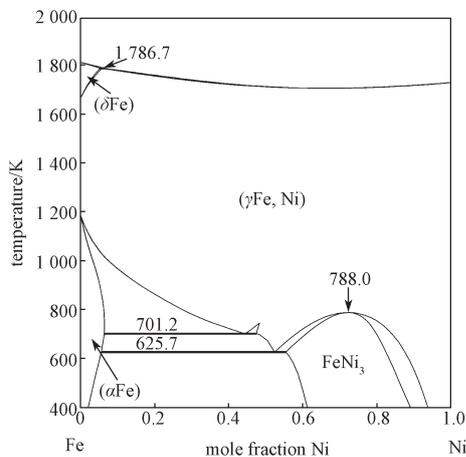


e) Ni/42CrMo 界面 EDS 结果

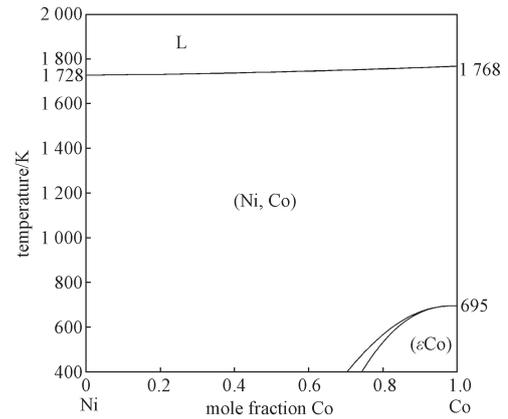
图 3 YG20/42CrMo 在 1 200 °C 下扩散层的 SEM-BSE 图像和界面元素分布

Fig. 3 SEM-BSE images and interface element distribution of the diffusion layer of YG20 and 42CrMo at 1 200 °C

图 4 为利用 CSUTDCCI 数据库<sup>[17]</sup> 计算得到的 Fe-Ni 和 Ni-Co 二元相图。由图 4 所示 Fe-Ni 和 Ni-Co 相图可以得知, Ni、Fe 在温度超过 930 °C 时无限固溶。这说明在 1 150~1 200 °C 下的扩散连接, Ni/42CrMo 扩散层会形成 ( $\gamma$ Fe, Ni) 固溶体, YG20/Ni 扩散层会形成 (Ni, Co) 固溶体。



a) Fe-Ni

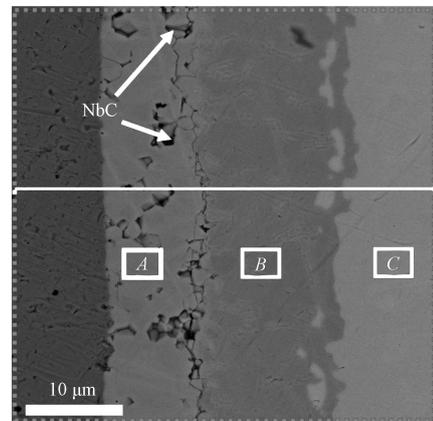


b) Ni-Co

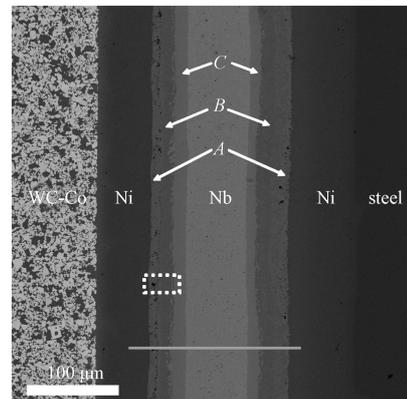
图 4 Fe-Ni 和 Ni-Co 的二元相图

Fig. 4 Binary phase diagrams of Fe-Ni and Ni-Co

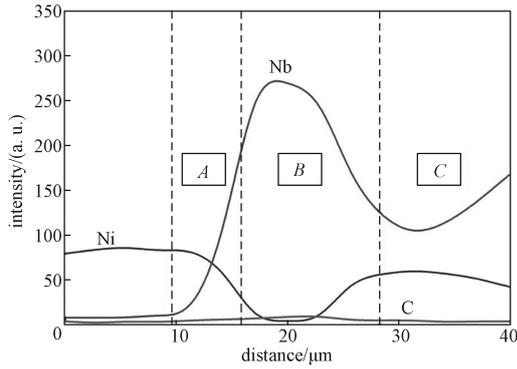
图 5 所示为利用扫描电镜和能谱仪测试得到的 1 200 °C 下 Ni/Nb/Ni 扩散中间层的 SEM-BSE 图像和 EDS 扫描图, 其中图 5a 为图 5b 中的虚线框区域的放大图像, 从图 5a 中可观察到 YG20/42CrMo 接头均出现了明显的扩散层, 图 5c~5d 为图 5a~5b 的 EDS 线扫描结果, 从图 5c~5d 观察到接头处 Nb、Ni 和 C 的吸光度存在较大波动, 分布曲线出现明显的台阶, 说明出现了不同的中间化合物。



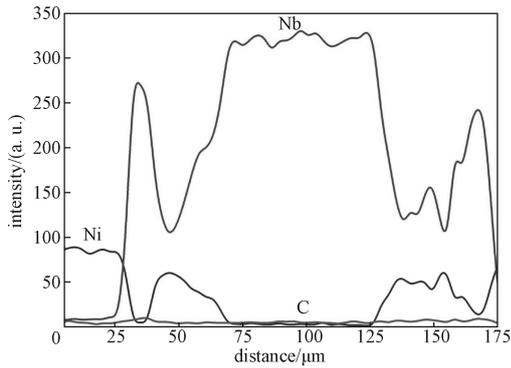
a) Ni/Nb 界面



b) 接头整体界面



c) Ni/Nb 界面 EDS 结果



d) 接头整体 EDS 结果

图 5 1 200 °C 下 YG20/42CrMo 接头的 SEM-BSE 图像和 EDS 扫描图

Fig. 5 SEM-BSE images and EDS profile of YG20/42CrMo joint at 1 200 °C

图 6 为扩散连接温度在 1 200 °C 接头 XRD 微区分析结果, 该结果表明, 在 Ni/Nb/Ni 扩散中间层处, 生成了不同的金属间化合物 NbNi<sub>3</sub>、NbC、Nb<sub>2</sub>C 和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub>。

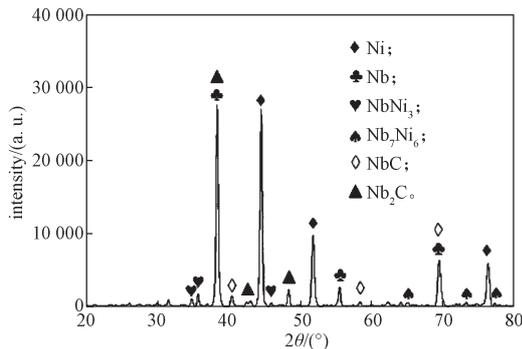
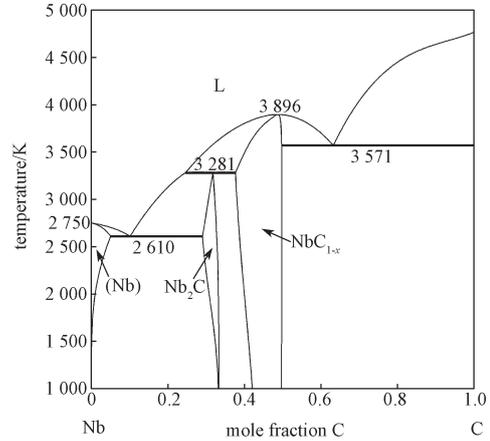


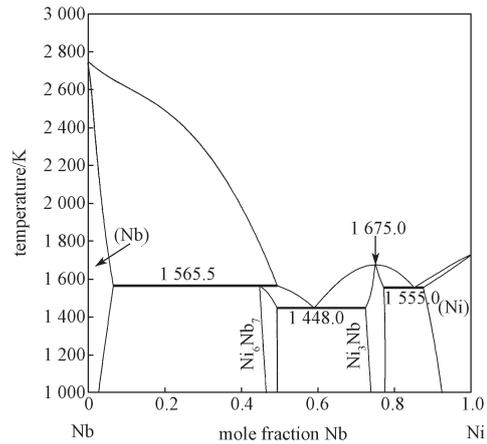
图 6 扩散连接温度为 1 200 °C 接头 XRD 分析结果  
Fig. 6 XRD analysis results of joints with a diffusion bonding temperature of 1 200 °C

图 7a 和 7b 分别为 Nb-C 和 Nb-Ni 的二元相图, 表 2 为扩散连接温度为 1 200 °C 的特征区域元素含量分析结果。可知图 5b 区域 A 含有 Nb ( $n(\text{Nb})=31.1\%$ )、Ni ( $n(\text{Ni})=50.5\%$ ) 和 C ( $n(\text{C})=18.3\%$ )。由图 7 可知, 区域 A 为 NbNi<sub>3</sub> 和 NbC。区域 B 含有 Nb

( $n(\text{Nb})=63.5\%$ )、Ni ( $n(\text{Ni})=6.5\%$ ) 和 C ( $n(\text{C})=30.0\%$ )。结合图 7b Ni-Nb 二元相图可知, 区域 B 为 Nb<sub>2</sub>C。区域 C 含有 Nb ( $n(\text{Nb})=50.0\%$ )、Ni ( $n(\text{Ni})=46.5\%$ ) 和 C ( $n(\text{C})=3.5\%$ )。结合图 7b Ni-Nb 二元相图可知, 区域 C 为 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub>。



a) Nb-C



b) Nb-Ni

图 7 Nb-C 和 Nb-Ni 的二元相图

Fig. 7 Binary phase diagrams Nb-C and Nb-Ni

表 2 图 5 的 A~C 区域扩散层元素含量分析结果

Table 2 Element content results of the diffusion regions marked in areas A~C shown in figure 5

区域	物质的量分数 /%			确定物相
	Nb	Ni	C	
A	31.1	50.5	18.3	NbNi <sub>3</sub> , NbC
B	63.5	6.5	30.0	Nb <sub>2</sub> C
C	50.0	46.5	3.5	Nb <sub>7</sub> Ni <sub>6</sub>

为了进一步确定 Ni/Nb/Ni 扩散层的物相形成规律, 利用 CSUTDCCI 数据库, 计算得到 C-Ni-Nb 在 1 200 °C 下的等温截面如图 8 所示。

由于碳原子半径较小, 扩散速率较快, 碳较快分布在扩散层中。简便起见, 本文主要讨论 Ni/Nb 的相互扩散。图 8 中虚线箭头所示为 Ni/Nb/Ni 扩散

层的大致扩散路径。在富 Ni 端, Ni 和 Nb 相互扩散, 首先生成了 NbNi<sub>3</sub>, 随后会析出 NbC 相。由于包含 NbC 相区较窄, NbNi<sub>3</sub> 中只析出了少量 NbC。NbC 和 NbNi<sub>3</sub> 热膨胀系数差距较大<sup>[18]</sup>, 导致在抛光过程中 NbC 从 NbNi<sub>3</sub> 中剥落, 形成了孔洞。随着扩散的进一步进行, 会相继出现 Nb<sub>2</sub>C、液相和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub>。液相的出现加速了 Nb<sub>2</sub>C 和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub> 相的长大。

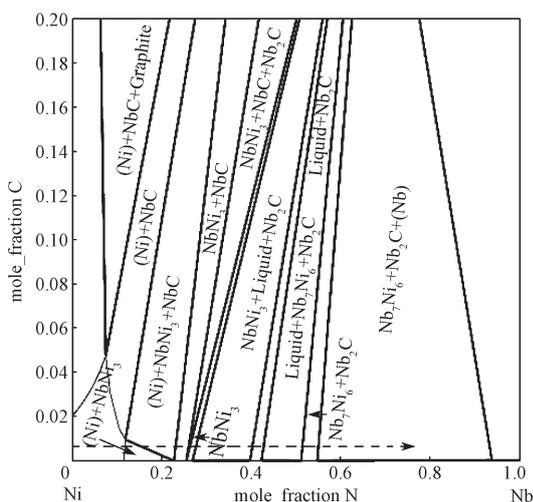


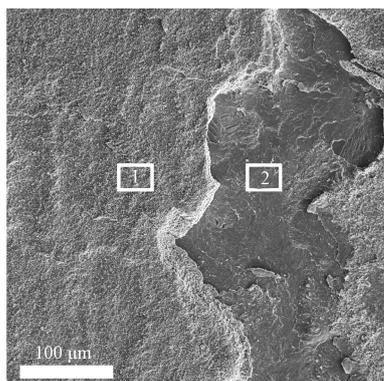
图 8 计算的 C-Ni-Nb 体系 1 200 °C 下等温截面图  
Fig. 8 Calculated isothermal section of C-Ni-Nb system at 1 200 °C

### 3.2 温度对抗拉强度与断口形貌的影响

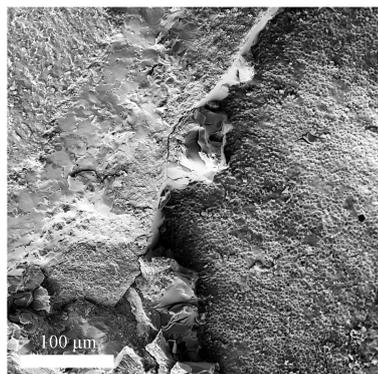
拉伸试验表明, 当连接温度为 1 150, 1 200 °C 时, 接头平均抗拉强度分别为 40 MPa 和 24 MPa。

图 9a 和 9b 分别为 1 150 °C 和 1 200 °C 的连接温度下的拉伸断口形貌。

由图 9 可见, 断口区域能观察到河流形貌, 表明接头以脆性断裂模式失效。结合表 3 中 1 和 2 区域分析结果可知, 接头均在 Ni<sub>3</sub>Nb 层失效。断裂在 Ni<sub>3</sub>Nb 层的原因可能是, 随着连接温度升高, NbNi<sub>3</sub> 中的 NbC 生成量增大, NbC 与 NbNi<sub>3</sub> 之间较大的热膨胀系数差异, 导致形成热裂纹, 并成为拉伸断裂源。



a) 1 150 °C



b) 1 200 °C

图 9 不同连接温度下扩散连接样品的拉伸断口形貌  
Fig. 9 Tensile fracture morphology of diffusion samples at different bonding temperatures

表 3 断口的元素含量

Table 3 Fracture element content

区域	物质的量分数 /%			确定物相
	Nb	Ni	C	
1	19.24	51.31	29.45	NbNi <sub>3</sub> , NbC
2	36.30	33.70	30.00	Nb <sub>2</sub> C

## 4 结论

基于真空扩散连接方法, 本文利用 Ni/Nb/Ni 复合中间层成功连接了 YG20 硬质合金和 42CrMo 钢, 并对不同连接温度下 YG20/42CrMo 接头的微观组织结构和拉伸强度进行了研究, 得出以下结论:

1) 当连接温度从 1 150 °C 升至 1 200 °C, Ni/Nb 界面扩散厚度从 30 μm 增加至 42 μm。在 YG20/Ni 和 Ni/42CrMo 钢扩散层形成了 (Ni, Co) 固溶体和 (γFe, Ni) 固溶体。

2) C 从 YG20 与 42CrMo 钢基体两端向 Ni/Nb/Ni 连接层扩散, 并迅速分布于整个中间连接层。Ni/Nb/Ni 中间扩散层的物相形成规律如下: 在富 Ni 端, Ni 和 Nb 相互扩散, 生成 NbNi<sub>3</sub>, 并且在 NbNi<sub>3</sub> 中析出 NbC; 随着扩散的进一步进行, 相继生成了 Nb<sub>2</sub>C 相、液相和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub> 相。液相的出现加速了 Nb<sub>2</sub>C 相和 Nb<sub>7</sub>Ni<sub>6</sub> 相的长大。

3) 当连接温度从 1 150 °C 升高至 1 200 °C, 接头抗拉强度从 40 MPa 降低到 24 MPa, 且均以脆性断裂模式在 NbNi<sub>3</sub> 层失效。断裂原因可能是随着连接温度升高, NbNi<sub>3</sub> 中的 NbC 生成量增大, 由于 NbC 与 NbNi<sub>3</sub> 之间较大的热膨胀系数差异, 导致形成热裂纹并成为拉伸断裂源。

### 参考文献:

[1] 龙坚战, 王忆民, 袁红梅. 高线轧制用硬质合金辊环

- 材料的组织与性能[J]. 硬质合金, 2010, 27(4): 230-235.
- LONG Jianzhan, WANG Yimin, YUAN Hongmei. Microstructure and Performance of Carbide Roll for High-Speed Wire Mill[J]. Cemented Carbide, 2010, 27(4): 230-235.
- [2] 刘均贤, 韩静涛, 张永军. 硬质合金轧辊材料的研究进展[J]. 中国钨业, 2009, 24(1): 33-35.
- LIU Junxian, HAN Jingtao, ZHANG Yongjun. Research Development of Cemented Carbide Rolls[J]. China Tungsten Industry, 2009, 24(1): 33-35.
- [3] KALIN B A, FEDOTOV V T, SEVRJUKOV O N, et al. Development of Brazing Foils to Join Monocrystalline Tungsten Alloys with ODS-EUROFER Steel[J]. Journal of Nuclear Materials, 2007, 367/368/369/370: 1218-1222.
- [4] ZHU W, QIANG J B, WANG Y M, et al. A Ti-Fe-Sn Thin Film Assembly for Joining Tungsten and Reduced Activation Ferritic-Martensitic Steels[J]. Materials & Design, 2017, 125: 55-61.
- [5] DE PRADO J, SÁNCHEZ M, UREÑA A. Evaluation of Mechanically Alloyed Cu-Based Powders as Filler Alloy for Brazing Tungsten to a Reduced Activation Ferritic-Martensitic Steel[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 490: 188-196.
- [6] JUNG Y I, PARK J Y, CHOI B K, et al. Activities of HIP Joining of Plasma-Facing Armors in the Blanket First-Wall in Korea[J]. Fusion Engineering and Design, 2016, 109/110/111: 448-453.
- [7] CHEHTOV T, AKTAA J, KRAFT O. Mechanical Characterization and Modeling of Brazed EUROFER-Tungsten-Joints[J]. Journal of Nuclear Materials, 2007, 367/368/369/370: 1228-1232.
- [8] OONO N, NOH S, IWATA N, et al. Microstructures of Brazed and Solid-State Diffusion Bonded Joints of Tungsten with Oxide Dispersion Strengthened Steel[J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 417(1/2/3): 253-256.
- [9] AMELZADEH M, MIRSALEHI S E. Dissimilar Joining of WC-Co to Steel by Low-Temperature Brazing[J]. Materials Science and Engineering: B, 2020, 259: 114597.
- [10] ZHONG Z H, JUNG H C, HINOKI T, et al. Effect of Joining Temperature on the Microstructure and Strength of Tungsten/Ferritic Steel Joints Diffusion Bonded with a Nickel Interlayer[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(13): 1805-1810.
- [11] ZHONG Z H, HINOKI T, KOHYAMA A. Effect of Holding Time on the Microstructure and Strength of Tungsten/Ferritic Steel Joints Diffusion Bonded with a Nickel Interlayer[J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 518(1/2): 167-173.
- [12] BASUKI W W, AKTAA J. Investigation of Tungsten/EUROFER97 Diffusion Bonding Using Nb Interlayer[J]. Fusion Engineering and Design, 2011, 86(9/10/11): 2585-2588.
- [13] ZHONG Z H, HINOKI T, NOZAWA T, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Diffusion Bonded Joints Between Tungsten and F82H Steel Using a Titanium Interlayer[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 489(2): 545-551.
- [14] CAI Q S, LIU W S, MA Y Z, et al. Effect of Joining Temperature on the Microstructure and Strength of W-Steel HIP Joints with Ti/Cu Composite Interlayer[J]. Journal of Nuclear Materials, 2018, 507: 198-207.
- [15] BASUKI W W, AKTAA J. Process Optimization for Diffusion Bonding of Tungsten with EUROFER97 Using a Vanadium Interlayer[J]. Journal of Nuclear Materials, 2015, 459: 217-224.
- [16] CAI Q S, LIU W S, MA Y Z, et al. Influence of Intermetallic Compounds on the Microstructure and Strength Properties of Diffusion Bonded W-Steel Joints Using Ti/Ni Composite Interlayer[J]. Fusion Engineering and Design, 2018, 132: 110-118.
- [17] PENG Y B, DU Y, ZHOU P, et al. CSUTDCC1: A Thermodynamic Database for Multicomponent Cemented Carbides[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2014, 42: 57-70.
- [18] LUCHINI B, SCIUTI V F, ANGÉLICO R A, et al. Thermal Expansion Mismatch Inter-Inclusion Cracking in Ceramic Systems[J]. Ceramics International, 2016, 42(10): 12512-12515.

(责任编辑: 申 剑)