

Analysis of composite structure material formed by nodular iron alloy

Fu Liu An

Dalian University of technology, Dalian

Abstract: The thick-walled ring samples were prepared by means of the remelting and centrifugal casting of waste composites. The surface layer of the sample is of recycled composite with a thickness of 10-15 mm and the core is Fe-C alloy matrix. Mechanical test reveals that the hardness values of up to HRC 55.8-63.3 can be achieved in the surface layer, and impact toughness values of up to 5.7-6.9 J/cm² and compressive strength of up to 2 460-2 680 MPa in the core matrix, which meet the demands for the high speed hot-roll. With the increase of the rotating speed (780-920 r/min) of centrifugal machine, the overall hardness of sample and the compressive strength of core matrix increase, while the overall impact toughness somehow decreases. Microstructure analysis shows that the undissolved WC particles (WC_p) are compacted and distributed uniformly in the recycled composites with a volume fraction of 54%-70%, and the volume fraction increases with the increase of the rotating speed. During the remelting process, the surface of the WC_p has been partially dissolved by the Fe-C alloy melt, which lead to the alloying of the Fe-C matrix, and then some fine WC crystallites and web composite carbides containing Fe and W have been precipitated in the core Fe-C matrix during the solidification.

Key words: centrifugal casting; recycled composites; mechanical properties; microstructures; matrix alloying

Received: 2019-11-02; Accepted: 2019-11-15; Published: 2019-12-05

球铁合金形成的复合结构材料 分析

傅六安

大连理工大学, 大连

邮箱: anlu98849694@163.com

摘 要: 通过对废旧复合材料的重熔和离心铸造, 获得了由外表面厚度达 10 ~ 15 mm 的再生复合材料层和芯部 Fe-C 基体材料组成的复合结构厚壁环试样。力学性能测试表明, 厚壁环外表面具有较高的硬度 (HRC 55.8 ~ 63.3), 芯部 Fe-C 基体具有较高的冲击韧性 ($5.7 \sim 6.9 \text{ J/cm}^2$) 和较高的抗压强度 ($2460 \sim 2680 \text{ MPa}$), 适用于高速热轧领域的工作环境; 随着离心机转速 (780 ~ 920 r/min) 的提高, 试样整体的硬度在增加, 基体的抗压强度也在增加, 而试样整体的冲击韧性在减小。微观组织分析表明, 再生复合材料组织内未溶碳化钨颗粒 (WC_p) 排列紧密, 分布均匀, 其体积分数高达 54% ~ 70%; 随着离心机转速的提高, 再生复合材料组织内未溶 WC_p 的体积分数升高; 在重熔再生过程中, WC_p 的表面被高温 Fe-C 合金熔体局部溶解使基体被高度合金化, 在随后的冷却成形中, 试样芯部基体组织内原位析出了碳化钨结晶体, 以及含有 Fe、W 等元素的细粒状和网状的碳化物相。

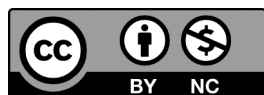
关键词：离心铸造；再生复合材料；力学性能；显微组织；基体合金化

收稿日期：2019-11-02；录用日期：2019-11-15；发表日期：2019-12-05

Copyright © 2019 by author(s) and SciScan Publishing Limited

This article is licensed under a [Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License](https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/).

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>



辊环是高速线棒材轧机的易耗性部件，其主要承受轧制时的动静载荷，磨损和温度变化的影响。20 世纪 80 年代初，随着高速化热轧技术的发展，人们开始采用 WC 粉末冶金辊环，以满足耐磨性更高的要求。但是，WC 粉末冶金辊环制造成本高，材料利用率不足 30%，不能生产大型和中间工作长度的轧辊，而且韧性低，易破碎，材料浪费十分严重 [1]。因此，我国高速线棒材轧机高速化最大障碍之一是辊环的生产技术现代化。采用离心铸造法制备的 $WC_p/Fe-C$ 大断面复合材料工作层和廉价的强韧芯部材料组成的复合结构辊环，作为高速线材轧机辊环的代用产品，可大幅度降低生产成本，提高零件的使用寿命 [2 [3 [4] [5]。如果这种复合材料辊环在生产使用中报废后还可以回收处理并循环利用，可大大提高材料的利用率，这对节约贵重资源意义十分重大。但关于金属基复合材料的回收与再利用方面的文献报导还比较鲜见，尤其是颗粒增强铁基复合材料的回收应用方面几乎还是一片空白 [6]。本研究以这种报废后的复合结构辊环为研究对象，利用离心铸造法对其重熔再生，获得复合结构厚壁环试样，分析其力学性能与组织，从而为这种技术的应用提供理论依据。

1 试验材料与方法

试验所用的废旧复合结构辊环为外表面局部颗粒增强的梯度复合材料圆环

零件,基体材料为廉价的球铁合金,化学成分见表 1,增强颗粒为铸造碳化钨(主要是 WC 和 W_2C 共晶体)。辊环外表面颗粒增强区域的厚度可达 12 ~ 16 mm,颗粒体积分数达到 75%。

表 1 熔炼前基体材料的化学成分

melted							wB /%
C	Si	Mg	Ni	Mo	Re	S, P	Fe
3.4	2.2	0.05	3.2	0.3	0.07	<0.03	余量

先将废旧辊环经切割破碎等预处理后,放入 50 kg 中频感应炉中在熔渣保护下进行熔炼,获得均匀的复合材料熔体(熔融的 Fe-C 基体和固态 WC 颗粒的混合物)。当复合材料熔体温度达到 1 650 ℃时出炉,在包内进行球化处理和孕育处理,以控制 Fe-C 基体内石墨的形态和大小。球化剂采取稀土镁硅铁合金,加入量为 1.5% (质量分数),孕育剂的加入量为 0.3% (质量分数)。复合材料熔体经处理后,Fe-C 基体的成分如表 2 所示。在 1 500 ℃时,将炼制好的复合材料熔体浇入以 780 ~ 920 r/min 的转速旋转的离心机模具内,在离心力的分离作用下,熔体内的高密度组元沉积于铸型壁面处。随着温度逐渐降低,熔体凝固成形而获得由外部再生复合材料层和芯部基体材料层组成的复合结构厚壁环铸件。铸件的外径为 233 ~ 234 mm,内径为 120 ~ 130 mm,轴向长度为 78 mm。待铸件冷却后,将其放入中温箱式电阻炉进行回火热处理。

表 2 熔炼后基体材料的化学成分

melted							wB /%
C	Si	Mg	Ni	Mo	Re	S, P	Fe
3.2	2.3	0.05	3.2	0.3	0.07	<0.03	余量

试验所用力学性能试样和金相试样均利用线切割的方法直接从铸件上加工。利用 JB294/147A 型冲击试验机、HR150D 型硬度计、以及 AG-1 250 kN 万能试验机对试样的力学性能进行检测。采用光学显微镜、配备有电子能谱仪的扫描电镜、和 X 射线衍射仪对其微观组织进行分析。

2 试验结果与讨论

2.1 材料的力学性能

表 3 是对获得的复合结构环试样的力学性能测试结果。由表中可以看出,这种复合结构厚壁环外部复合材料层具有较高的硬度,有利于提高其表面层的耐磨性,芯部 Fe-C 基体材料具有较高的冲击韧性,能抵抗外部的冲击载荷。所以该零件适用于高温、高速、重载的热轧领域的工作环境。此外,当离心机转速由 780 r/min 升高到 920 r/min 时,试样整体的硬度在增加,基体的抗压强度也在增加,而试样整体的冲击韧性在减小。可见,根据实际使用条件,可通过控制离心机转速来改变再生复合材料厚壁环的综合力学性能。

表 3 厚壁环试样的力学性能比较

再生复合材料	冲击韧性 / ($\text{J} \cdot \text{cm}^{-2}$)		硬度 HRC		抗压强度 /MPa	
厚壁环试样	780/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	920/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	780/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	920/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	780/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)	920/($\text{r} \cdot \text{min}^{-1}$)
外表面复合层	3.5	2.8	55.8	63.3	—	—
芯部基体	6.9	5.7	43.5	46.2	2.46	2.68

2.2 再生复合材料组织中未溶碳化钨颗粒的分布

图 1 是厚壁环试样的宏观形貌和外表面复合材料组织的扫描电镜照片。由图 1a 可以看出,在试验条件下所获得的厚壁环试样的宏观组织包括外部再生复合材料层和芯部 Fe-C 基体合金。再生复合材料组织内 WC_p 排列紧密,分布比较均匀,离心机转速较低时(780 r/min),其体积分数可达 54% 以上,离心机转速较高时(920 r/min),其体积分数约达到 70% (见图 1b 和 1c)。可见,离心机转速的升高有利于 WC_p 向复合层组织内迁移。此外,未溶 WC_p 的尺寸大小与重熔时熔炼温度的高低和熔炼时间的长短密切相关。如果 Fe-C 合金熔体的温度越高,熔炼的时间越长,未溶 WC_p 的尺寸就越细小。

在 1 600 $^{\circ}\text{C}$ 左右,未溶 WC_p 受离心力场的作用在粘滞的 Fe-C 合金熔体内迁移的运动情况可利用 Stokes 定律来描述。未溶 WC_p 受离心力作用沿径向迁移的速度 v_{cent} 可根据下面的式子来确定。

$$V_{cent}=d^2(\rho_p-\rho_m)\omega^2r/(18\eta) \quad (1)$$

式中： V_{cent} 为未溶 WC_p 沿离心力方向在 Fe-C 合金熔体内迁移的速度； d 为未溶 WC_p 的直径； $(\rho_p-\rho_m)$ 为 WC_p 与 Fe-C 合金熔体的密度之差，在本研究中 $(\rho_p-\rho_m)=(16.5-7.2)=9.3\text{ g/cm}^3$ ； ω 为离心浇注时离心机旋转的角速度，本试验取 780 ~ 920 r/min； r 为离心力场中 WC_p 距离旋转轴的径向距离，其最大值和最小值分别取厚壁环的外径和内径； η 为 Fe-C 合金熔体的动力学粘度。

显而易见，未溶 WC_p 受离心力场作用在 Fe-C 合金熔体内迁移的速度与铸型旋转的角速度的平方成正比。所以，提高离心机的转速，角速度就变大，从而导致未溶 WC_p 发生径向迁移的速度和迁移数量急剧增大（见图 1b 和 1c）。因此，可通过提高离心机转速来获取含高体积分数的增强颗粒的复合材料层组织。

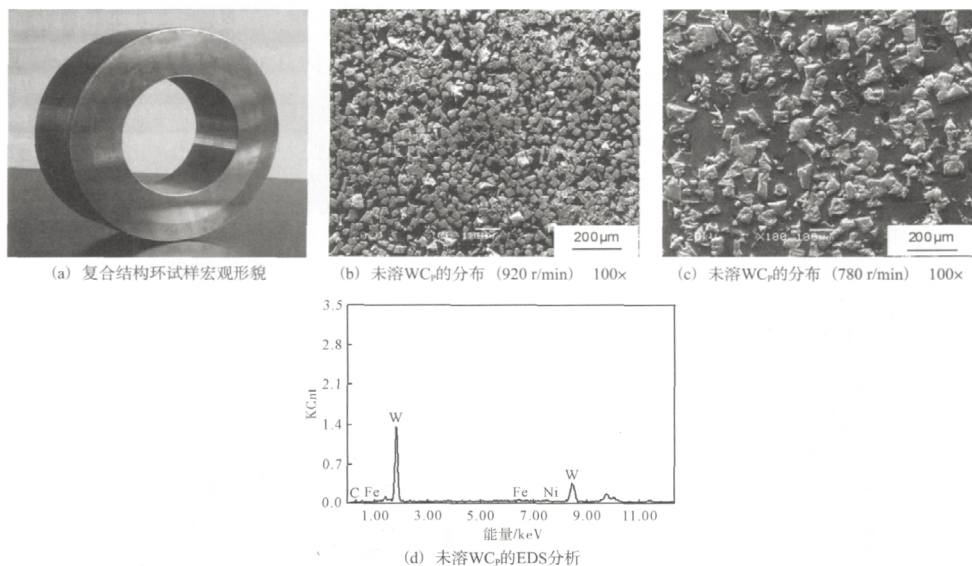


图 1 再生复合材料层组织内未溶 WC_p 的分布 (SEM) 机器能谱 (EDS) 分析

2.3 WCP 的局部溶解及其原位结晶

图 2 所示为环试样芯部基体材料的微观组织分析。由图 2 可以看出，在针状贝氏体基体上（见图 2c）分布着细粒状碳化物和网状碳化物原位结晶体以及少量的球状及团片状石墨相 G（见图 2a 和 2b）。EDS 分析表明，这种细粒状碳

化物和网状碳化物为含有 Fe 和 W 元素的复合式碳化物（见图 2d）。相关文献 [7] 指出，碳化钨（WC）是一种过渡族金属碳化物的间隙相，具有简单六方晶格，其显微硬度高达 $\text{HM } 1\,870\text{ kg/mm}^2$ （18.326 GPa），仅次于碳化钛（TiC）；熔点为 $2\,700\text{ }^\circ\text{C}$ ；密度为 15.7 g/cm^3 。WC 几乎完全能被铁液所润湿，即润湿角 $\theta \approx 0^\circ$ 。在 $1\,250\text{ }^\circ\text{C}$ 时，WC 在铁液中的溶解度约为 7%，以至于在高速钢粉末和 WC 粉末的烧结过程中，WC 粉末的溶解析出现象显著。如上所述， WC_p 共晶温度 $2\,525\text{ }^\circ\text{C}$ ，低于 WC 的熔点。因此，在废旧辊环的重熔浇注过程中， WC_p 的表面更易被铁液局部溶解，甚至解体，从而导致 Fe-C 熔体过饱和。在随后的冷却成形中，这些被溶解的 WC_p 的一部分又从 Fe-C 基体内原位析出细粒状和网状的碳化物。

X 射线衍射分析结果进一步表明，芯部基体组织内原位析出的细粒状碳化物和网状碳化物依次为：WC、 W_2C 、 W_3C 、 $\text{Fe}_6\text{W}_6\text{C}$ 和 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ （见图 3）。这种复合式碳化物具有优良的耐磨性。

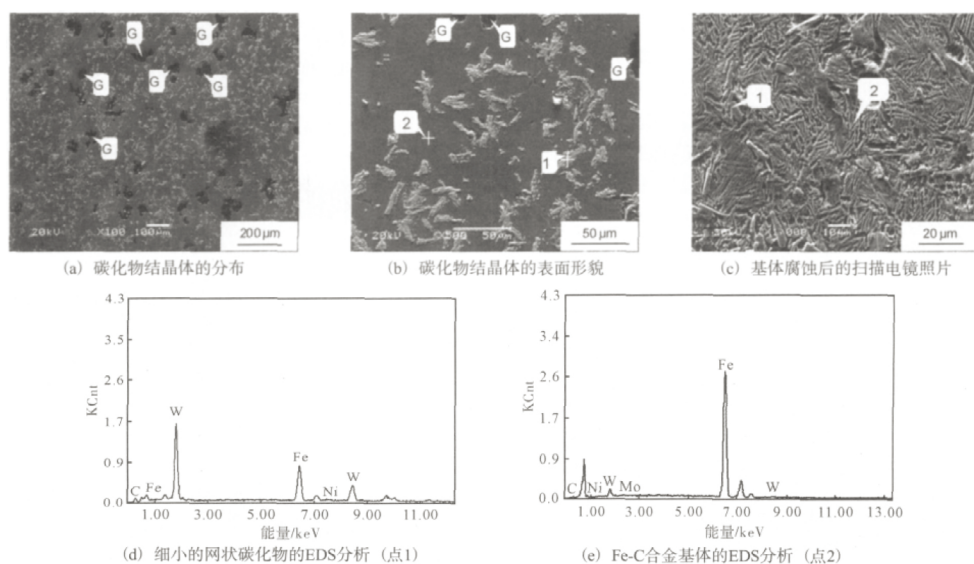


图 2 环试样芯部基体材料的微观组织分析

2.4 高合金化 Fe-C 基体合金

如图 2d 所示，EDS 分析表明，厚壁环试样芯部 Fe-C 基体合金内含有钨元素。

这种现象再次说明了,重熔过程中 WC_p 的局部溶解而导致 Fe-C 合金熔体过饱和。

在离心铸造成形时,这种过饱和的 Fe-C 熔体除了析出一部分碳化物以外,其余的合金元素留在基体内,使得 Fe-C 基体高度合金化而得到强化。文献 [7] 指出,高速钢烧结的 WC 粉末冶金产品中, W 是一种重要的合金元素,它能稳定 α 相区,缩小 γ 相区。在高速钢中, W 不仅形成耐磨的复杂间隙相,而且能提高淬火后回火马氏体的分解温度减缓马氏体的分解、析出和聚集长大,因此,具有一定的热硬性。W 在高速钢中的存在,将引起回火过程中的二次硬化。这些将有利于正确选择热处理工艺,改善离心铸造成形的外表面为再生复合材料的厚壁环的综合物理力学性能,以满足热轧机轧辊或辊环的要求。

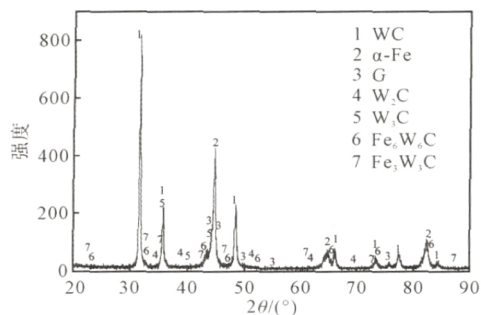


图 3 芯部 Fe-C 合金基体的 X 射线衍射分析

3 结论

(1) 制备的厚壁环试样(外径 233 ~ 234 mm, 内径 120 ~ 130 mm, 轴向长度为 78 mm), 由于外表面可获得厚度为 10 ~ 15 mm 的 WC_p /Fe-C 再生复合材料工作层, 芯部为强韧 Fe-C 合金基体材料, 因而显示出宏观复合结构。

(2) 厚壁环外表面具有较高的硬度(HRC55.8 ~ 63.3), 芯部 Fe-C 基体具有较高的冲击韧性(5.7 ~ 6.9 J/cm²)和较高的抗压强度(2 460 ~ 2 680 MPa), 适用于高速热轧领域的工作环境; 随着离心机转速(780 ~ 920 r/min)的提高, 试样整体的硬度和基体的抗压强度增加, 而试样整体的冲击韧性有所减小。

(3) 厚壁环外表面再生复合材料组织内未溶 WCP 排列紧密, 分布均匀, 其体积分数高达 54% ~ 70%; 随着离心机转速的提高, 再生复合材料组织内未

溶 WCP 的体积分数呈增加的趋势。

(4) 在重熔再生过程中, WC_p 的表面被高温 Fe-C 合金熔体局部溶解使基体被高度合金化, 在随后的冷却成形中, 试样芯部基体组织内原位析出了碳化钨结晶体、以及含有 Fe、W 等元素的细粒状和网状的碳化物相。

参考文献

- [1] 尤显卿, 郑玉春. 碳化钨钢硬质合金螺纹钢丝轧辊的研制及应用 [J]. 稀有金属与硬质合金, 1999 (3): 211-214.
- [2] 宋延沛, 毛协民, 董企铭, 等. WC 颗粒增强铁基复合材料的性能研究 [J]. 功能材料, 2005, 10 (36): 1517-1520.
- [3] 宋延沛, 李秉哲, 张恒, 等. WCP/Fe-C 复合材料的界面反应和基体合金化研究 [J]. 复合材料学报, 2000, 3 (17): 46-50.
- [4] 宋延沛, 李秉哲, 王文焱, 等. WC 颗粒增强铁基复合材料辊环的研究 [J]. 机械工程学报, 2001, 11 (37): 99-102.
- [5] 宋延沛, 毛协民, 董企铭, 等. 离心铸造 WCP/Fe-C 复合材料及其应用研究 [J]. 功能材料, 2004, 6 (35): 761-768.
- [6] 周雪峰. 金属基复合材料的成形加工及其回收 [J]. 常熟理工学院学报 (自然科学版), 2007, 4 (21): 84-89.
- [7] 张亚召, 胡晓军, 平东平, et al. Fe-C 合金熔体中氮的溶解行为研究 [J]. 河北冶金, 2017 (1): 15-19.