

无碳化物偏析CFW高速钢

Non-Carbide Segregation CFW High-Speed Steel

大连交通大学 戚正风



戚正风

教授, 一直从事金属材料热处理教学与科研工作。

众所周知, 高速钢是制造切削刀具的主要材料, 历来其用量居于首位, 近年来由于超细硬质合金的发展才屈居第二^[1]。为了与后起之秀硬质合金进行竞争, 高速钢必须不断提高质量, 降低价格。

高速钢生产工艺

高速钢为莱氏体钢, 其特点是在钢锭凝固的最后阶段将形成集中有

CFW 工艺的优点是用单向压取代粉末冶金等的等静压, 故使设备大为简化, 只需在一般真空炉上增加一个单向加压装置即可, 故生产成本远低于粉末冶金工艺。CFW 工艺可以生产任何一种牌号的高速钢, 在原钢号前加 CFW 即可, 如 CFW-M2、CFW-M42 和 CFW-M2-R42。

大量碳化物的莱氏共晶。对钢锭进行锻、轧, 可以粉碎莱氏共晶, 但不能使碳化物分布完全均匀, 也不能使碳化物充分细化。锻造比越大, 莱氏共晶被粉碎程度越高, 碳化物分布越均匀, 碳化物也越细。人们用碳化物不均匀度来表示碳化物分布的不均匀程度, 将碳化物不均匀度划分为八级, 级别愈高, 分布愈不均匀^[2], 性能愈坏(图 1)。碳化物分布不均匀是影响大规格刀具质量的主要因素, 如齿 轮滚刀尺寸都比较大, 模数为 1 的齿轮滚刀外径在 50mm 以上, 模数为 5 的齿轮滚刀的外径在 100mm 以上, 模数为 10 的齿轮滚刀的外径在 200mm 左右。为了提高滚刀质量, 普通高速钢已经不能满足要求, 因此国际上已经逐步用价格昂贵的无碳化物偏析粉末高速钢来制造齿轮滚刀。其他大规格的钻头、丝锥以及拉

刀等也都应采用无碳化物偏析高速钢制作。

在高速钢生产中, 人们想方设法使碳化物分布均匀, 使碳化物细化。归纳起来, 有以下一些方法:

1 传统铸、锻工艺

对于用传统铸、锻工艺生产的高速钢, 可采用以下 3 种方法来减少碳化物分布的不均匀性:

(1) 控制碳化物含量; (2) 提高锻造比; (3) 反复锻拔。

2 特殊工艺

用特殊工艺生产无碳化物偏析高速钢也有 3 种方法。

(1) 粉末冶金工艺。

这是目前国际上最通用的方法。将高速钢钢液喷成粉, 喷粉有 2 种工艺, 一种是用氮气保护, 所得粉末呈圆颗粒状, 另一种是用高压水, 所得粉末呈多角状。然后烧结成无碳化

物偏析粉末高速钢(PM HSS),前者采用热等静压固相烧结,后者采用压型液相烧结及注射成型烧结。

热等静压(HIP)粉末高速钢目前已经发展到第3代(表1)。HIP粉

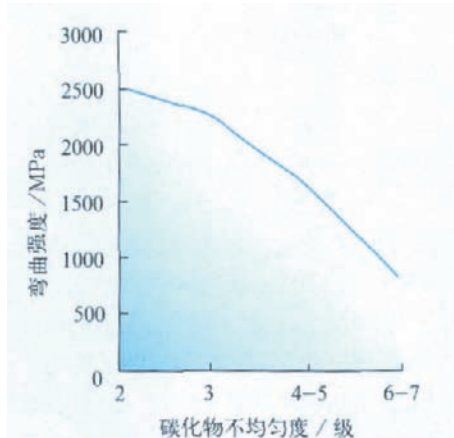


图1 碳化物不均匀度对高速钢性能的影响

末高速钢的缺点是设备投资大,价格昂贵,是铸、锻高速钢的10~15倍。

继喷粉工艺之后,20世纪80年代又发展了一种喷射成形工艺,即将钢液在惰性气体保护下喷成粉并直接堆积成形,经烧结、锻造、热处理后使用。这种方法在国外已用于生产高速钢^[3],缺点与HIP粉末高速钢相同。

(2) 薄带连铸工艺。

薄带连铸工艺是将钢液直接轧成毫米级薄带的一种工艺^[4],由于冷却快,故与喷粉工艺一样,在凝固过程中不会形成莱氏共晶。缺点是生产出来的毫米级薄钢板只能用于制作锯条及锯片。

(3) CFW 工艺。

为了生产价格低廉的无碳化物偏析高速钢,我们发展了一种新的CFW工艺。

CFW 工艺

针对粉末冶金工艺价格昂贵的缺点,我们提出了一种新的工艺。即用传统的铸、锻工艺生产碳化物不均匀度低于2级、碳化物最大颗粒小于 8μ 的高速钢钢板,然后将钢板焊接

成大规格高速钢钢棒或钢块。我们称此铸、锻、焊工艺为CFW工艺(已申请专利)^[5]。

可供考虑的焊接方法有爆炸焊、闪光焊及真空应力焊等。我们对爆炸焊及闪光焊进行了试探性试验,结果表明这2种焊接方法均难以用于生产,故决定采用真空压力焊,其优点是没有熔化区及热影响区,且生产条件好。图2是CFW工艺的示意图。

CFW工艺的优点是用单向压取代粉末冶金的等静压,故使设备大为简化,只需在一般真空炉上增加一个单向加压装置即可,故生产成本远低于粉末冶金工艺。CFW工艺可以生产任何一种牌号的高速钢,在原钢号前加CFW即可,如CFW-M2、CFW-M42和CFW-M2-R42。

试验研究内容及方法

1 试验用钢为M2-R42钢板

钢板厚度为5mm;碳化物不均匀度<2级;碳化物最大颗粒< 8μ 。

2 真空压力焊用设备

试验用HZK-40真空压力焊设备,最大压力为5t。

生产用HZK-65真空压力焊设备,最大压力为100t,可以生产截面为 $220\text{mm}\times 220\text{mm}$ 及 $\phi 250$ 的CFW高速钢。

3 试验研究内容

研究了温度、压力、时间、焊后退火等对性能的影响以及探讨了CFW

高速钢的性能方向性。

高速钢真空压力焊

压力焊历史悠久,早在古代就已用于镶钢,称为锻焊。真空炉中进行的压力焊在上世纪才发展起来^[6],目前在焊接行业已被认为是一种成熟的焊接工艺。但将其与铸、锻工艺结合,成为CFW工艺用于生产大规格无碳化物偏析高速钢则是一项新的尝试。

真空压力焊焊接质量取决于焊接面的清洁程度以及焊接温度、压力、保温时间等参数。

一般认为真空压力焊对工件表面质量要求并不高,把表面用磨床磨平磨光,在入炉前再经清洗即可。为了防止在加热及焊接过程中表面再发生氧化以及消除工件表面的钝化膜,炉内应抽成真空,真空度在 10^{-2}Pa 以上即可,我们对此未作新的探索。本课题将着重研究其他因素对性能的影响。

1 焊接温度的影响

文献[6]给出,压力焊温度应应为被焊接材料熔点的70%~80%。高速钢开始熔化的温度一般为1600K,故压力焊温度应为1120~1280K,即847~1007℃。显然,温度愈高,焊接效果愈好,但是,温度愈高,愈容易发生未溶碳化物的聚集、长大,甚至出现角状化,这将使性能变坏,因此温度不宜过高,为了确定最佳焊接温度,研究了焊接温度对强度

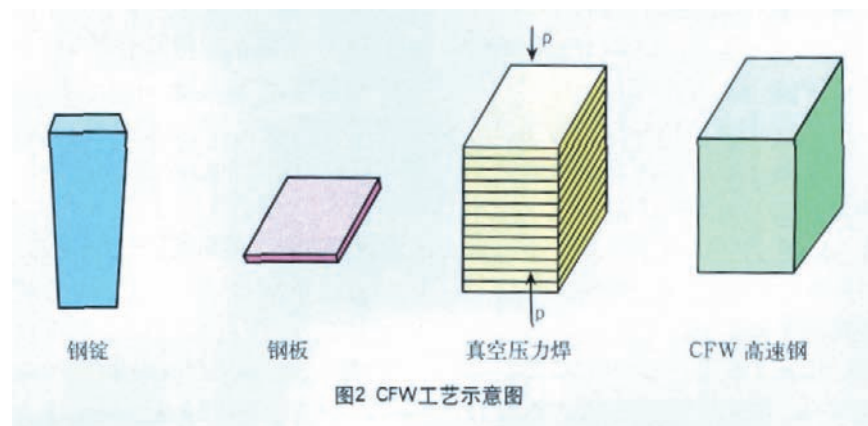


图2 CFW工艺示意图

的影响。取 5mm 厚 M2-R42 钢带加工成 50mm × 50mm 试片,磨光两面,叠在一起,总高度为 123.5mm,装入真空压力焊炉中进行焊接。焊接温度取 950、1000、1050、1100、

高。

3 压力焊机制探讨

压力焊工艺参数包括压力、温度与时间,其关键是使两洁净表面的原子接近到双原子模型的平衡位置。

两焊接表面的原子能否接近到双原子模型的平衡位置取决于压力、温度与时间。众所周知,经过任何机械加工的表面仍凹凸不平,轮廓峰顶线与谷底线之间的距离 R_{max} 的数量级为 μ 级,数值与表面粗糙度有关。经磨加工后十点平均高度 R_z 为 $6.3 \sim 10 \mu$ 。两表面接触时只有凸出点才能相互接触。由于接触面积小,不到 1%,

焊后强度,进行了以下工作。

1 性能对比试验

可以认为平行于焊接面的强度即钢板强度,故取 M2-R42 钢板,按下列模拟预处理后测出淬、回火后的弯曲强度:

- 加热到 1150℃ 保温 30min 后快冷;
- 加热到 1150℃ 保温 30min 后快冷至 740℃ 保温 3h,再冷至室温;
- 加热到 1150℃ 保温 30min 后快冷至室温,然后进行一次 850℃ → 740℃ 的退火。

将经过上述 3 种预处理的样品与未预处理的样品一起进行 1200℃ 淬火及 560℃ 3 次回火。加工成弯曲试样,测出弯曲强度及硬度,结果见表 4。

由表 4 数据可见,经过 3 种不同规程预处理后,淬回火后的弯曲强度基本相同,且均未出现鬃状断口。与原始状态相比,弯曲强度均略有下降,但仍远高于压力焊后强度。

表3 保温时间对性能的影响

保温时间 /min	30	50	70
弯曲强度 /MPa	2286	2298	2315

为弄清为何焊后纵向(垂直于焊接面)弯曲强度会低于横向(平行于焊接面),我们仔细观察了焊后强度最高的样品的金相组织,观察面与焊接面垂直,未观察到焊缝,也未观察到孔洞等缺陷,碳化物分布与粉末钢基本相同。故假设引起强度下降的原因很可能是在焊接面上形成了在高速钢中难以观察到的平面晶界。为证明这一假设,我们用中碳结构钢进行了试验。

2 压力焊焊缝结构

试件取 45 钢,机械加工成 $\phi 48\text{mm} \times 50\text{mm}$ 圆柱形样品,取两个样品重叠在一起装入 HZK-40 真空压力焊炉中进行真空压力焊。用千分表测出上压头下移量 ΔL ,根

表1 热等静压粉末高速钢

钢种	生产工艺	夹杂含量*	$\phi 100$ 圆棒弯曲强度 /MPa
第一代	精练后喷粉	0.6	3000
第二代	电渣重熔后喷粉	0.03	3500
第三代	特殊喷粉工艺	0.002	4200
对比用 C M42	铸、锻	90.0 ~ 92.0	1300

* 每 1cm^3 钢中大尺寸夹杂物 ($50 \mu\text{m}$) 个数。

表2 焊接温度对性能的影响

焊接温度 /℃	950	1000	1050	1100	1150
弯曲强度 /MPa	1280	1493	1940	2214	2286

1150℃。其他参数分别为:真空度 10^{-2}Pa ; 压力 20MPa; 保温时间 30min; 焊后冷至室温,然后进行淬回火,淬火温度为 1200℃; 回火规程为 $560^\circ\text{C} \times 1\text{h} \times 3$ 。用线切割切出弯曲试样,样品长轴垂直于焊接面,试样经磨床磨光后作弯曲试验。试验结果见表 2。

观察淬、回火弯曲试样断口可见,焊接温度为 1150℃ 时,已观察不到焊缝痕迹,断口与铸、锻工艺生产的普通高速钢断口一样,表明已充分焊合。

2 焊接压力与保温时间的影响

对焊接压力的影响未进行系统研究,均采用通用的 20MPa。

至于保温时间一般认为到温后只需几分钟即可。为弄清保温时间的影响,将保温时间延长为 50min 及 70min。其他参数为:焊接温度 1150℃; 焊接压力 20MPa,焊后热处理与 1 相同。结果见表 3。

由表 3 结果可见,延长保温时间可使淬、回火后的弯曲强度略有升

故连接强度极低。在外力作用下,通过塑性变形,可使接触面积增加。但在室温下,增加有限,如果提高温度,屈服极限下降,在外加压力的作用下,可以使接触面积增加,使强度升高(表 1)。当温度在材料的再结晶温度以上时,塑性变形产生的加工硬化可以通过再结晶加以消除,使塑性变形得以继续进行,但这需要时间,故延长可以增加接触面积,提高强度(表 2)。

显然,提高压力可以加大和加快塑性变形,提高强度。按此机制,可以认为压力焊的焊后强度取决于接触面积大小,接触面积大小则决定于塑性变形量,不论温度、压力、时间 3 个参数如何变化,只要变形量相同,就可以获得相同的焊接强度^[7]。

对压力焊强度的进一步探讨

由以上结果可见, M2-R42 经压力焊及淬、回火后的弯曲强度仅 2300MPa, 低于 M2-R42 钢板的强度。为查清原因并设法进一步提高

表4 预处理对M2-R42钢板性能的影响

预处理工艺	弯曲强度 σ_{bb}/MPa	硬度 HRC
原始态,未预处理	3345	66.0
1150℃,30min → 快冷	3196	67.0
1150℃,30min → 快冷 → 740℃,180min → 室温	3118	67.0
1150℃,30min → 快冷至室温 → 870℃退火	3197	66.9

表5 焊后热处理对性能的影响

焊后退火工艺	淬火温度 /℃	弯曲强度 σ_{bb}/MPa	硬度 HRC
未退火	1200	2286	67.0
870℃退火	1200	2435	67.3
870℃退火	1180	2930	67.2

据 ΔL 进行控制。焊后取出样品,实测样品压下量 Δl ,计算出 Δl 与样品原始高度 l_0 之比,即变形率。

图3是变形率为2.02%的未退火试样及经810℃ × 2h完全退火后之试样的焊缝组织。由图3(a)可见,在焊缝处有一白色带。这是因为在压力焊时形成的是平面晶界,冷却时将在此平面晶界上析出铁素体形成白色带,断裂裂纹极易沿此平面发展,使强度下降。由图3(b)可见,经过810℃ × 2h完全退火后,白色带已基本消失。这表明在退火过程中,通过加热及冷却时所发生的扩散型相变消除了平面晶界,从而可以提高焊接面强度。

3 焊后退火对CFW-M2-R42性能的影响

根据2的结论,取1150℃、30分焊接的M2-R42样品在淬,回火前增加一次退火处理并用不同温度进行淬、回火,测出弯曲强度及硬度,结果见表5。

由表5数据可见,焊后退火可以提高弯曲强度,调整淬火温度,强度还可进一步提高,但仍低于焊前强度。究其原因我们认为可能与钢板

的性能方向性有关。

众所周知,轧制棒材的性能具有方向性,以纵向(轧制方向)的性能最好,横向(垂直轧向)的性能仅纵向的70%左右,通常资料中给出的是用小规格棒材测出的纵向性能,横向性能无法测出。粉末高速钢同样也存在性能方向性^[3],表6是几种无碳化物偏析高速钢的性能对比。据此,可以认为,高速钢钢板也具有性能方向性,纵向性能优于横向

(垂直于纵向)性能。我们所取弯曲试样均垂直于钢板轧向,故所得为横向性能。为证明这一点,设法测定了焊接面强度。

4 焊接面强度测定

取高速钢棒加工成二段 $\phi 50\text{mm} \times 50\text{mm}$ 试样,另取5mm厚高速钢钢板加工成 $\phi 50$ 圆片,夹在二圆棒试样中间进行压力焊。用线切割切取弯曲试样,淬、回火后进行弯曲试验,结果发现断裂均发生在钢板中间而不在焊缝。这证明当焊接质量良好时焊接面强度已经高于钢板本身强度,所测得的是钢板本身的横向强度而非焊接面的结合强度。

结束语

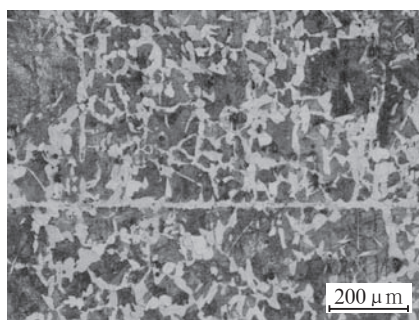
可以用CFW工艺生产碳化物不均匀度低于2级、碳化物最大颗粒小于 8μ 的任何规格的无碳化物偏析CFW高速钢以取代价格昂贵的粉末高速钢。

本文共有参考文献7篇,因篇幅所限,未能一一列出,如有需要请向本刊编辑部索取。

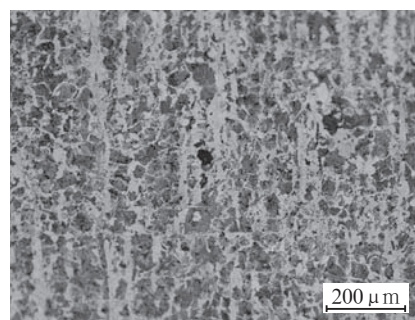
(责编 侧卫)

表6 几种高速钢的机械性能

钢料	淬、回火工艺	弯曲强度 /MPa	硬度 HRC
CFW-M2-R42	1200℃,560℃	3345 (L)	66.0
CFW-M2-R42	1180℃,560℃	2930 (T)	67.2
喷射成形 T15	1200℃,560℃	3850 (L),2640 (T)	64.0
热等静压烧结 T15	1200℃,560℃	4537(L),3527 (T)	65.0
真空烧结 T15	1200℃,560℃	3623 (L),2104 (T)	65.0



(a) 退火前



(b) 退火后

图3 变形率为2.02%试样退火前后焊缝组织形貌