复合材料学报 第21卷 第2期 4月 2004年
ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA Vol. 21 No. 2 April 2004

文章编号: 1000-3851(2004)02-0014-08

原位 TiC_P/Fe 复合材料的二次加工特性

刘兆晶, 李凤珍, 姚秀荣, 章德铭, 任善之
(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150080)

摘 要: 对原位 TiC_P/Fe 复合材料二次加工(热处理、焊接、切削加工)特性进行研究, 并对其工业化生产应用做了大量的基础工作。结果表明: 通过加热处理的方法可以消除原位 TiC_P/Fe 复合材料在铸造过程中带来的一些组织缺陷, 改变基体组织使性能提高; TiC 颗粒不宜通过加热处理给予改变; 原位 TiC_P/Fe 复合材料在焊接过程中, TiC 增强颗粒没有发生变化; 焊缝处没有裂纹; 可焊性较好; TiC 陶瓷颗粒使 TiC_P/Fe 复合材料的切削加工的切削力增大; 切削温度增高; 对加工表面粗糙度影响不大; TiC_P/Fe 复合材料可加工性与 $45^{\#}$ 钢相似。

关键词: 原位 TiC_P/Fe 复合材料; 二次加工特性; 热处理; 焊接; 切削加工
中图分类号: TB331 **文献标识码:** A

SECONDARY-WORKING CHARACTER OF 6; @6AB TiC_P/Fe COMPOSITES

LIU Zhaojing, LI Fengzhen, YAO Xiurong, ZHANG Deming, REN Shanzhi
(Material Science & Engineering College, Harbin University of Science & Technology, Harbin 150080, China)

Abstract: The secondary-working characters of in situ TiC_P/Fe composites (heat treatment, welding, machining) are studied and a lot of basic works for using in industrialization producing are done. The results showed that casting stress could be eliminated, microstructures improved, properties raised, and it is improper to change the TiC particle by heat treatment. The TiC particle is not changed in the course of welding and there are not cracks in the weld seam. The weldability of the composites is better. The cutting force of TiC/Fe composites is enlarged and its temperature is increased due to the formation of TiC particles. The effect of TiC on the working surface is only a little. The machining quality of the composites is similar to that of $45^{\#}$ steel.

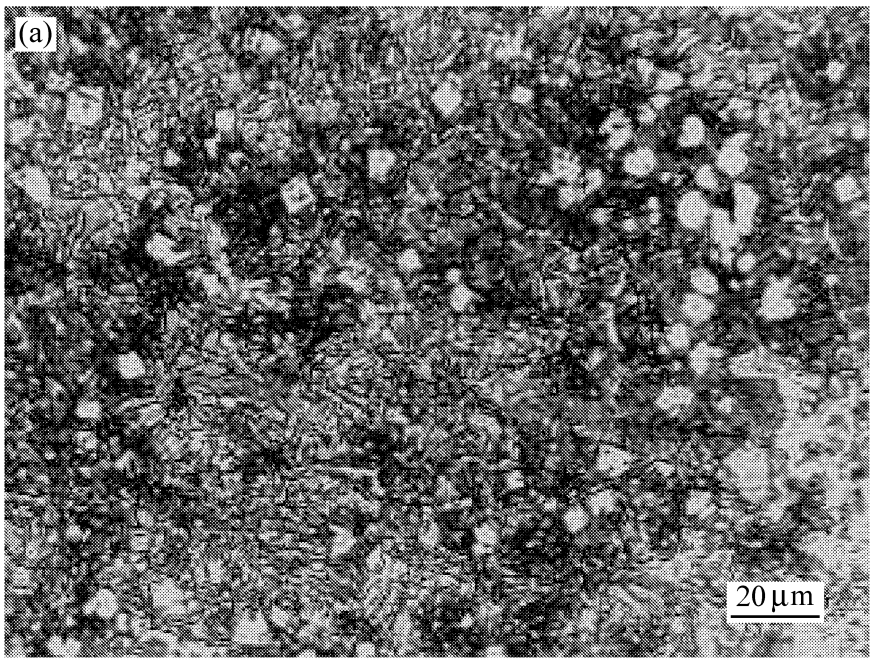
Key words: in situ TiC_P/Fe composites; secondary-working character; heat treatment; welding; machining

金属基复合材料作为一种可重复使用的环保材料, 受到各国学者和企业家的关注, 其开发研究一直是材料科学与技术的热点[1~5]。二次加工是结构材料推广应用的关键技术与工艺之一, 是金属基复合材料走向实用化生产和使用要解决的问题之一[6~8]。TiC_P/Fe 复合材料是金属基复合材料中最新开发出来的一种新材料[9~13], 有关此种材料二次加工性能的研究也刚刚起步, 未见详细报道。本文作者着重论述了在工业化生产条件下熔炼制备出的原位 TiC_P/Fe 复合材料经二次加工——热处理、焊接、切削加工的性能特征。通过不同的热处理工艺改变其基体组织状态, 观察金相组织, 测试其性能变化; 选择不同焊接方法及工艺对 TiC_P/Fe 复合材料的可焊性以及对组织的影响进行探讨; 采用与 $45^{\#}$ 钢对比的切削试验方法, 对原位 TiC_P/Fe 复合材料的可加工性以及切削加工特点进行试验研究, 获得其机械加工特性。本文作者旨在为 TiC_P/Fe 复合材料的推广应用提供参考依据。

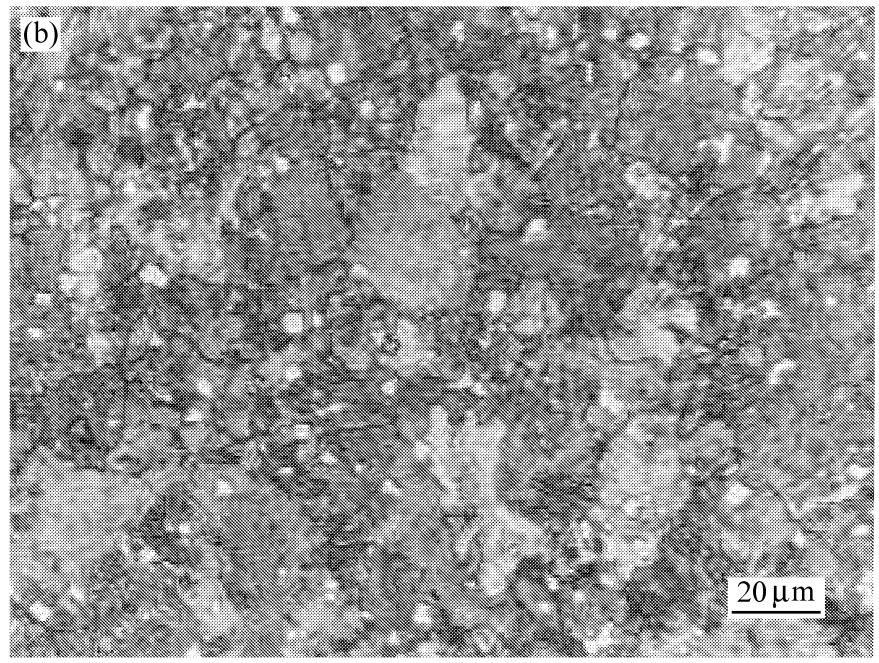
1 试验材料及试验方法

在常压下使用覆盖剂保护的工业化生产方法, 使用高频感应加热经坩埚熔炼制备的原位 TiC_P/Fe

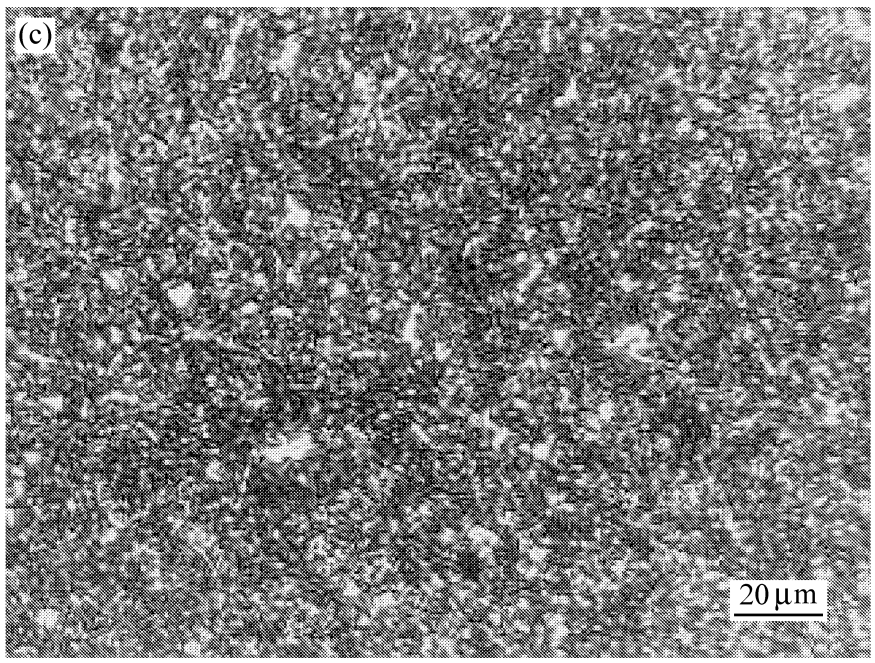
收稿日期: 2003-01-20; 收修改稿日期: 2003-06-02
基金项目: 哈尔滨市科技基金资助项目(0171218023)
通讯作者: 刘兆晶, 工学硕士, 主要从事铁基复合材料、铸造合金材料等方面的研究工作。 E-mail: lzj956@21cn.com



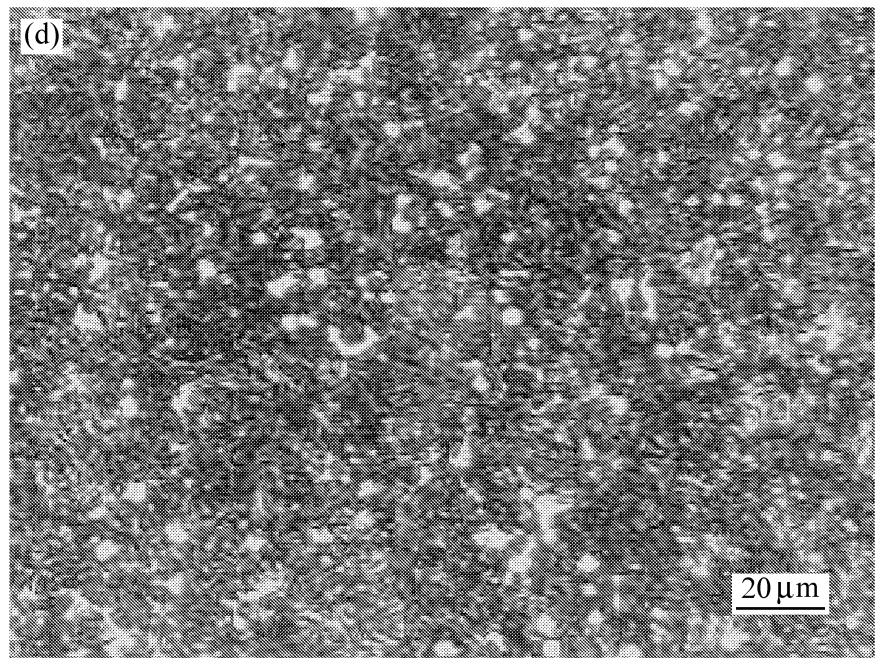
(a) As-casting



(b) Annealing



(c) Quench+low-temper



(d) Quench from 300 ℃

图 1　不同热处理工艺金相组织

Fig. 1　Microstructure after different heat treatments

表 1　原位 TiCp/Fe 复合材料的热处理工艺参数

Table 1　The heat treatment of the TiCp/Fe composites

	Quench	Isothermal	Annealing	Temper
Temperature / ℃	840～860	300～310	890～910	200～220
Hold-heating time / min	30	60	120	60
Type of cooling	Oil cooling	Salt bath cooling	Furnace cooling	Air cooling

复合材料，用 Rigaku. D/max-RB 型 X 射线衍射仪对熔炼制备的 TiCp/Fe 复合材料做结构分析，确定增强相为 TiC 颗粒[14]。

利用 S-570 型和 JEOL Super probe 773 型扫描电镜对试验材料断口和表面形貌进行组织结构观察及微区成分分析；利用 4X-型金相显微镜观察试样的金相组织；用洛氏硬度计(HRC)测试材料的硬度值；在 T-71 型显微硬度计上进行显微硬度测试；在摆锤式冲击试验机上测试材料的冲击韧性。

1.1　热处理工艺及参数

根据原位 TiCp/Fe 复合材料的基体的组织和成分特点，确定该复合材料的奥氏体化温度、等温淬火温度等，其热处理工艺参数见表 1。

1.2　焊接方式及方法

采用熔化焊接的方式，试验分熔化极焊接和非熔化极两种方法。熔化极焊接用手工电弧焊；非熔化极焊接用钨极氩弧焊(TIG 焊)。焊接方式及工艺参数见表 2。

表 2　焊接方式及工艺参数

Table 2　The way and the technology parameter of welding

Welding method	Welding apparatus	Stuff materials	Welding amperage	Welding voltage
Electrical arc welding	Arc welder	J422 welding rod	120A	20V
TIG welding	Argon welder	no	120A	20V

表 3　不同热处理工艺的性能测试结果

Table 3　Measured results in different heat treatment of the properties

	As-cast	Annealing technique	Quenching and low temper technique	Quench from 300℃
Hardness / HRC	44～46	28～30	60～62	54～56
Impact toughness T_k/ J · cm^{-2}	14.67	28.58	13.99	26.44
Microhardness/ HV	435(Matrix) 2890(TiC phase)	285(Matrix) 2850(TiC phase)	803(Matrix) 2890(TiC phase)	628(Matrix) 2870(TiC phase)

表 4　切削试验结果

Table 4　Measured results of cutting

	Cutting force/ N	Cutting temperature / ℃	Finished surface roughness / Ra	Hardness / HRC
Normalized 45# steel	480	181	1.7	20～22
Tempered 45# steel	540	189	1.1	40～43
As-cast TiC_P/ Fe composite	600	284	1.0	42～45
Annealing TiC_P/ Fe composite	550	275	1.8	23～25

1.3　切削加工试验方法

采用与 45# 钢对比进行切削试验。切削试验在 CA6140 可变频调速车床上进行, PCBN 刀具干式切削[15]。切削力测量采用精密三向测力仪, 由 A/D 采集卡对测力仪的输出信号采样, 并将其模拟信号转换成计算机能识别的数字信号送入计算机; 切削温度的测量采用热电偶法。切削试验参数: 切削深度 a_P = 0.3 mm; 切削速度 v = 92 m/ min; 进给量 f = 0.15 mm/ r。被加工材料的表面用 2201 型表面粗糙度检查记录仪测定。

2　试验结果

2.1　热处理试验结果

2.1.1　性能试验结果

表 3 为经不同热处理工艺处理的复合材料性能测试结果。

2.1.2　微观组织形貌

图 1 为铸态和不同热处理工艺所获得的金相组织照片。图 2～图 3 为铸态和 300℃等温淬火复合材料的断口扫描电镜照片。

2.2　焊接试验结果

图 4～图 7 为不同焊接方法和焊接工艺的焊缝处的金相组织照片。

2.3　切削加工试验结果

表 4 为 TiC_P/ Fe 复合材料与 45# 钢切削试验的结果。图 8 为试验材料与切削力、切削温度以及加工表面粗糙度的对比图。

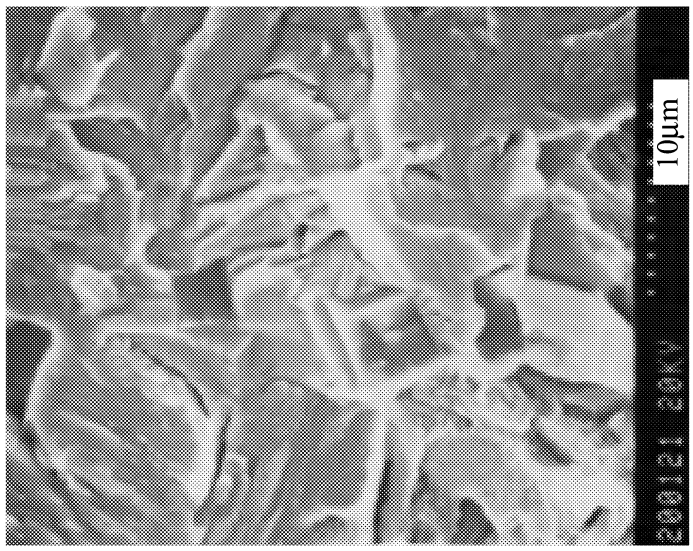


图 2　铸态试样的断口的 SEM 照片

Fig. 2　SEM of fracture in as-casting

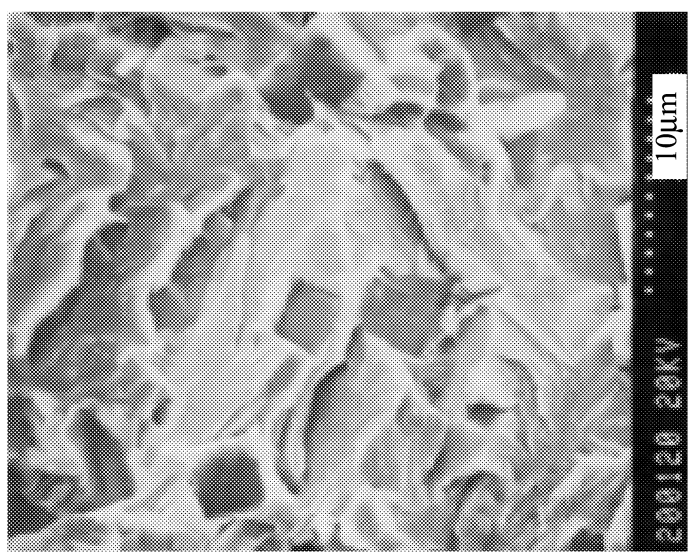


图 3　300℃等温淬火试样的断口的 SEM 照片

Fig. 3　SEM of fracture in quench from 300℃

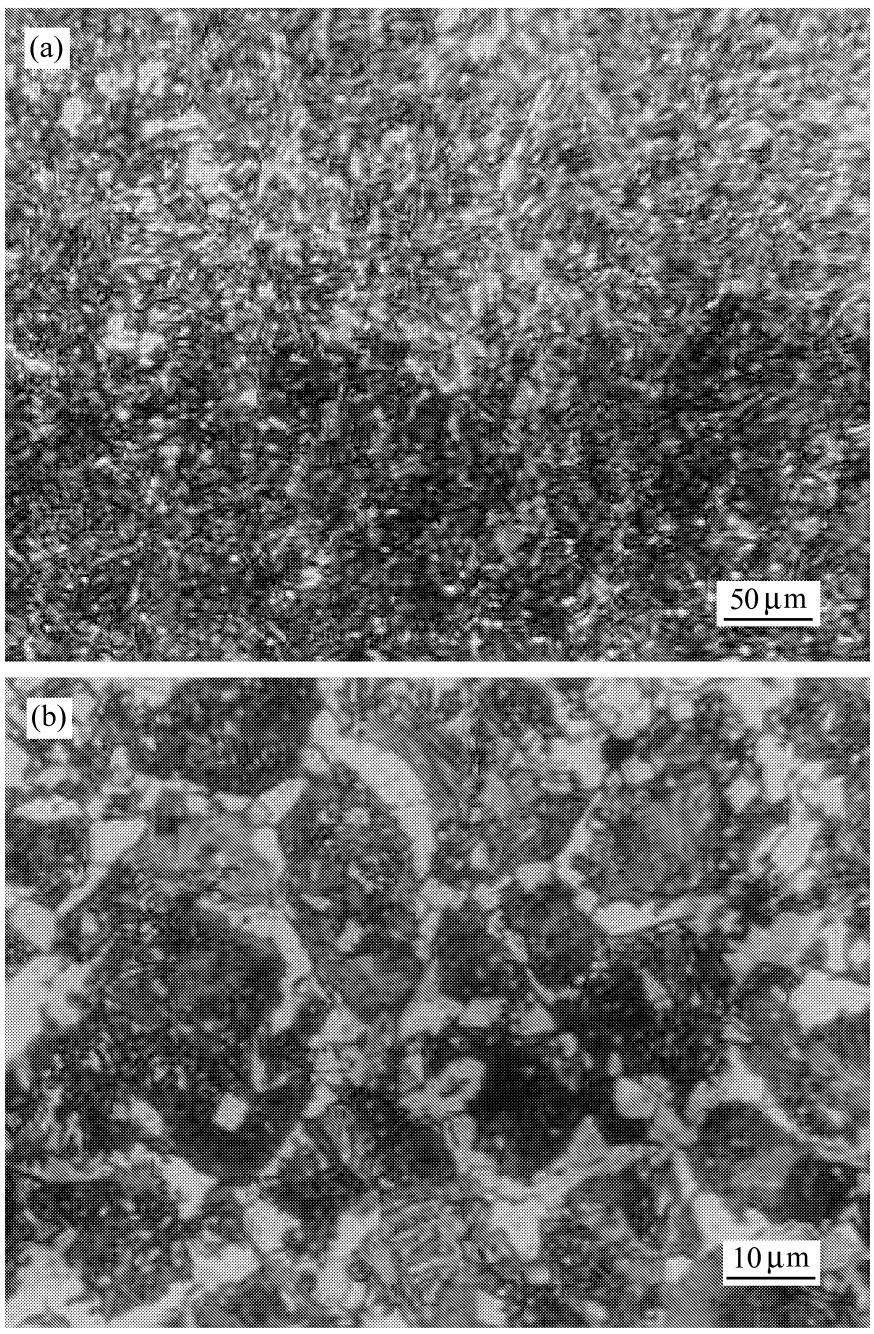


图 4　复合材料与 A3 钢用交流弧焊的焊接金相照片

Fig. 4　Microstructure of the composites with A3 steel in alternating welding

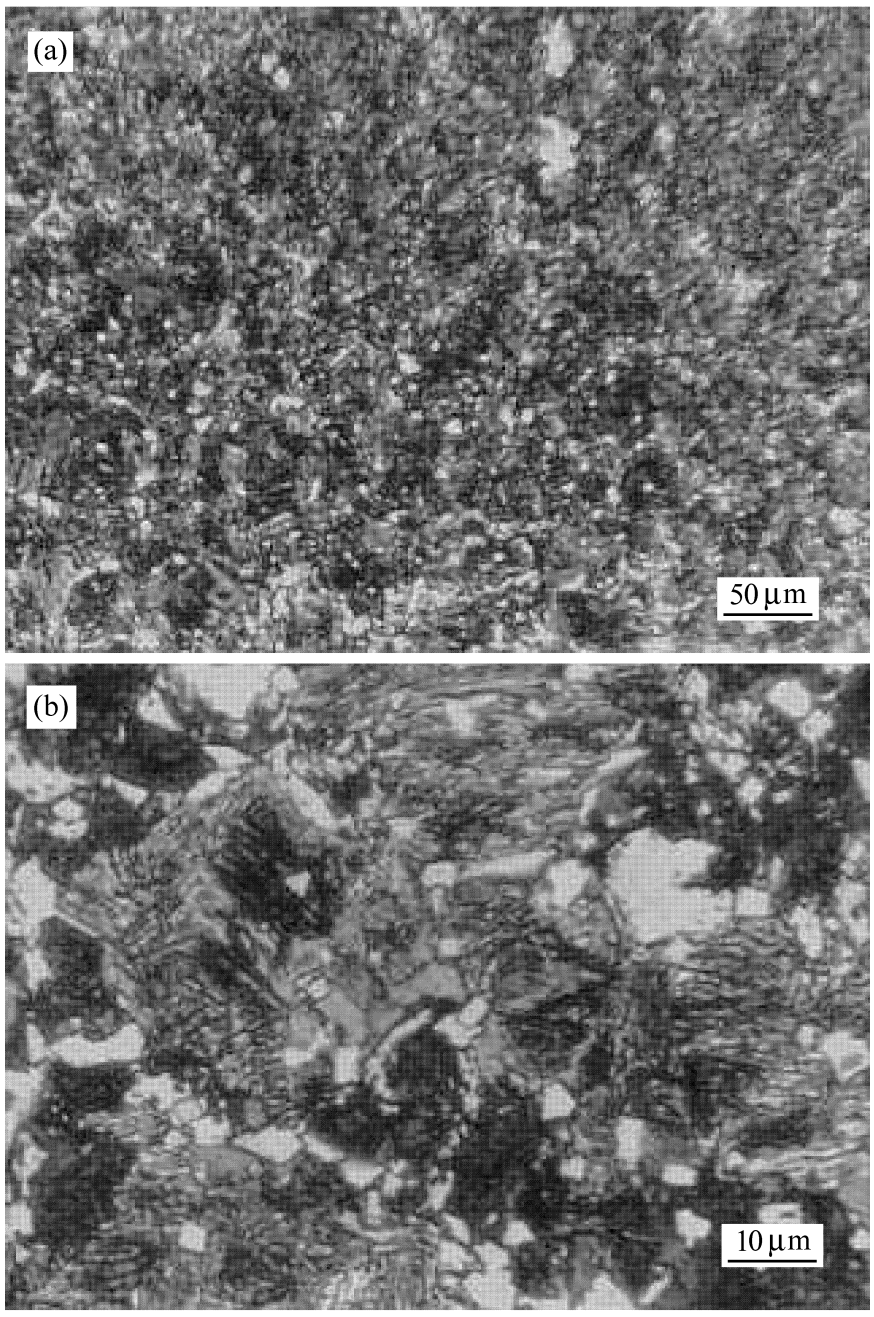


图 5　复合材料与复合材料用交流弧焊的焊接金相照片

Fig. 5　Microstructure of the composites with the composites in A. C. welding

3　试验结果分析

3.1　热处理试验结果分析

3.1.1　不同组织结构与性能的变化

从表 3 中看出：并不是硬度高的基体组织冲击韧性就低。铸态组织、退火态组织的硬度都不高，而冲击韧性相差近一倍。300℃等温淬火和退火态组织的硬度相差很多，而冲击韧性却很接近。淬火+ 低温回火与 300℃等温淬火的硬度都很高，但冲击韧性却相差一倍。这说明原位复合材料的硬度和冲击韧性不是对应关系依据，要根据使用条件的要求对其组织和性能进行合理搭配。

3.1.2　复合材料铸态组织与退火组织比较及性能差异

当 Fe-Ti-C 合金熔体在高温下原位反应生成 TiC 增强颗粒时，使合金熔体的 Ti 含量极低，而此时合金熔体中C含量由于反应生成TiC使之降低许多。因此时是不平衡冷却凝固，所以在随后的过程中亦产生成分偏析和组织偏析。伴随着温度的继续下降，过冷奥氏体共析转变为不均匀的珠光体型组织，即珠光体+ 索氏体+ 屈氏体的混合组织。而由于成分和组织偏析的存在，在共析转变过程中有二次碳化物沿奥氏体晶界析出，所得到的 TiCp/Fe 复合材料铸态组织为：珠光体+ 索氏体+ 屈氏体+ 二次碳化物+ TiC 增强颗粒（如图 1(a)）。

铸态的 TiCp/Fe 复合材料在经过 900℃高温下保温，使原铸态基体组织中的成分偏析和组织偏析在奥氏体化温度下和较长时间的保温过程中基本消除。此时奥氏体的成分趋于一致，在随后的缓慢冷却过程中，奥氏体析出转变为均匀的珠光体组织。而在此温度下保温时，TiC 颗粒却没有发生明显的变化。这说明 TiC 颗粒在较高的温度下是较为稳定的，即 TiC 颗粒不易通过加热处理给予改变。二次渗碳体由于是随炉缓慢冷却而析出，奥氏体析出转变的产

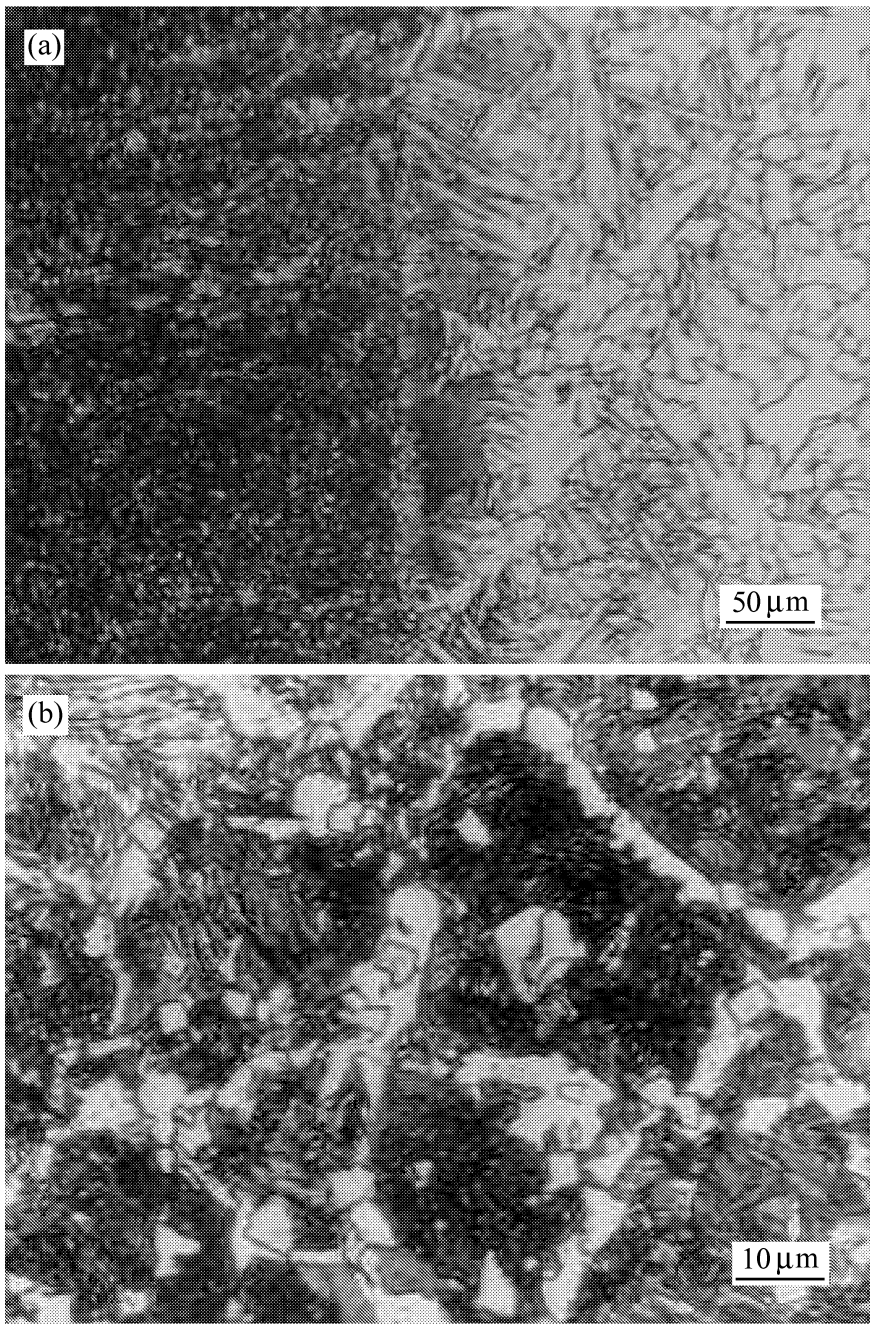


图 6　复合材料与 A3 钢用直流钨极亚弧焊的焊接金相照片

Fig. 6　Microstructure of the composites with A3 steel in D. C. welding

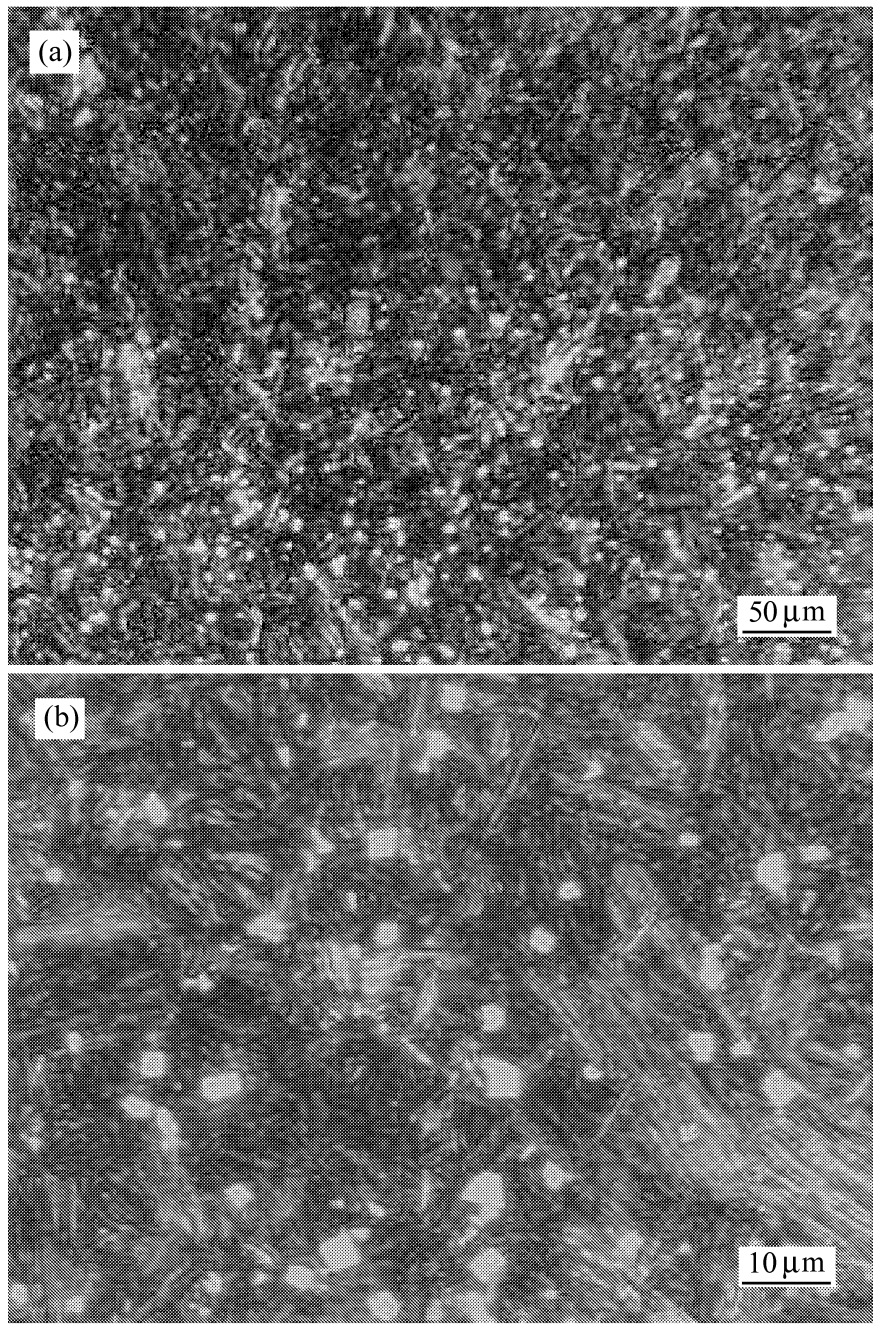


图 7　复合材料与复合材料用直流钨极亚弧焊的焊接金相照片

Fig. 7　Microstructure of the composites with the composites in D. C. welding

物→珠光体是较为均匀一致的片状珠光体。所得到的复合材料的退火态组织为: 片状珠光体+ TiC 增强颗粒(如图 1(b))。

TiC_P/ Fe 复合材料的铸态组织与退火态组织的基体虽说都是珠光体型组织加上 TiC 增强颗粒, 但由于其细微的差异, 使得机械性能上有较大的差别(表 3)。由于冷却速度较快, 加之 TiC 颗粒的增强作用, 铸态的复合材料硬度较高, 达 HRC45 左右。与之相比, 退火态的复合材料虽有 TiC 颗粒增强, 但奥氏体冷却转变得较慢, 表现为硬度降低得较多, HRC 30 左右。由于 TiC 颗粒增强的作用, 与共析钢相比退火硬度(HRC 20 左右)要高。与之相反, 韧性指标表现为由于铸态中成分偏析和组织偏析, 基体中有二次碳化物的存在, 使铸态的复合材料冲击值较低。退火态冲击值比铸态的复合材料提高近一倍。

3. 1. 3　复合材料的淬火、等温淬火组织及性能的关系

TiC_P/ Fe 复合材料淬火的目的是为了获得马氏体组织; 等温淬火的目的是为了获得贝氏体组织。马氏体是碳在 a-Fe 中的过饱和固熔体, 而其转变是典型的非扩散性相变。贝氏体是奥氏体在中温区的转变产物, 是含碳过饱和的铁素体(a-Fe) 与碳化物组成的两相混合物。

由于复合材料的基体碳含量在共析成分附近, 所以淬火得到的马氏体为高碳片状马氏体。300℃等温时, 转变组织为下贝氏体, 其形态是针片状。淬火后组织的脆性大, 内应力较大, 为此采用低温回火以达到降低脆性, 消除或减少内应力。

由图 1(c) 可以看出: TiC_P/ Fe 复合材料经加热淬火+ 低温回火后的组织形态为: 回火马氏体+

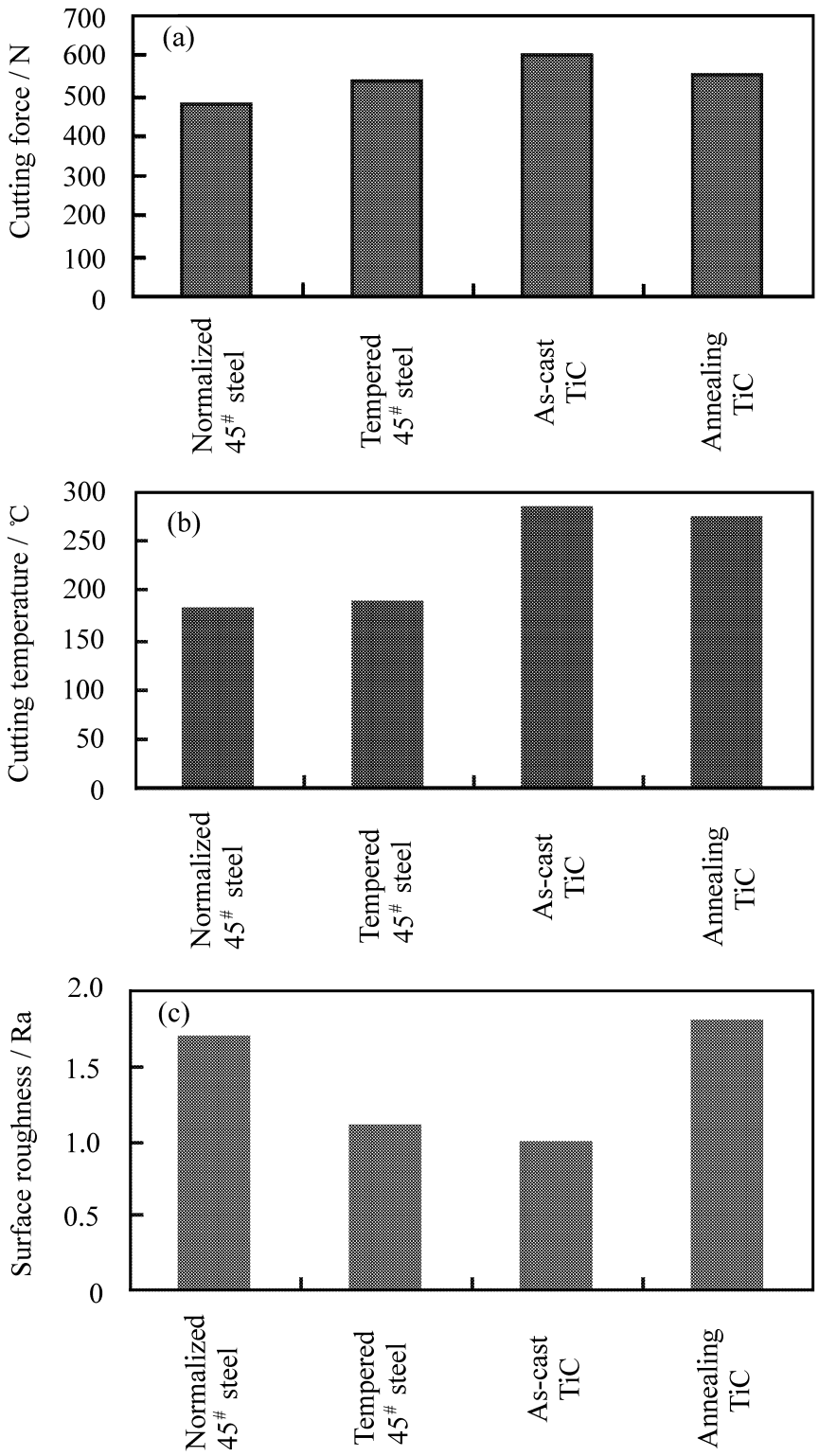


图 8 试验材料与切削力、切削温度、加工表面粗糙度的对比图

Fig. 8 Schematic of the material with cutting force, cutting temperature and rough surface

TiC 颗粒。由图 1(d) 可以看出: 300℃等温淬火后的组织形态为: 下贝氏体+ TiC 颗粒+ 少量回火马氏体。

从表 2 可以看出: 由于 TiCp/ Fe 复合材料的基体组织不同, 性能上差别较大, TiCp/ Fe 复合材料经淬火、不同温度等温淬火工艺得到的组织和性能与铸态的复合材料相比有:

(1) 淬火后的 TiCp/ Fe 复合材料与铸态相比硬度高, 而冲击韧性没有下降。这是因为片状马氏体晶格的正方畸变大, 淬火时片状马氏体中存在着显微裂纹和内应力, 片状马氏体的微细孪晶破坏了滑移系, 这些使马氏体的硬度和强度增高, 脆性增大; 但材料在铸造时存在的偏析等影响韧性的缺陷在加热时给予消除, 故淬火+ 低温回火的韧性指标没有下降, 而硬度达 HRC 60 以上。

(2) 300℃等温淬火后 TiCp/ Fe 复合材料的性能指标是硬度较高, 韧性很好, 比铸态的提高近一倍。这是因为在此温度下奥氏体等温转变成下贝氏体, 而下贝氏体一个显著的显微组织特点是棒状碳化物在针状铁素体片中长大。由于这种特殊的组织形态, 使得下贝氏体组织的性能表现为硬度高, 韧性好。从断口扫描照片(图 3) 中可以看出有部分韧窝存在。

3. 1. 4 加热处理后 TiC 颗粒形态变化

从表 3 和图 1～图 3 中比较可以看出: TiC 颗粒在加热和保温过程中显微硬度没有明显的变化, TiC 颗粒形态没有明显改变。图 2 和图 3 扫描电镜照片也没有发现 TiC 颗粒在加热后有所改变。可见, 通过不同热处理工艺可使 TiCp/ Fe 复合材料的基体硬度改变, 而 TiC 颗粒通过热处理是不易消除和改变的。因为 TiC 颗粒是一种比较稳定的相, 在 900℃左右的温度以下不易发生分解反应。从图 2 和图 3 中还可以看出: TiC 颗粒与基体结合得较好, 界面干净, 在截面处没有看见裂纹源。

上述现象表明: TiCp/ Fe 复合材料通过热处理工艺方法改变基体组织可明显地改变其性能, 但对 TiC 增强体的形态影响不大。从而说明了复合材料要求原位反应铸造质量要高, 控制良好的 TiC 颗粒生成条件, 形成理想的 TiC 形态。

3. 2 焊接试验结果分析

3. 2. 1 复合材料和 A3 钢采用熔化极焊接与采用 TIG 焊接的比较

熔化极 J422 焊条的含碳量比 TiCp/ Fe 复合材料基体的要低, 比 A3 钢的要高。当电焊熔化形成熔池时, 池中的熔体含碳量比复合材料基体含碳量降低较多。虽然焊接时的熔化温度很高, 但由于时间很短, 熔池中熔体的合金成分不可能达到均匀, 增强相 TiC 颗粒也不可能发生明显的变化。从图 4(a) 中可以看出: 在复合材料一侧的含碳量比 A3 钢一侧的含碳量要高; 进一步放大观察(如图 4(b)), 焊缝处没有裂纹等焊接缺陷; TiC 增强颗粒与铸态的没有明显的差别, 但数量较少。焊缝的金相组织为 TiC 增强颗粒+ 珠光体型的混合组织+ 铁素体。

当采用 TIG 焊接时, 在熔池中的合金熔体由于没有焊条材料的加入, 含碳量还要低。与采用熔化极

焊接相同的是焊接时的熔化温度很高,但由于时间很短,熔池中熔体的合金成分不可能均匀,增强相 TiC 颗粒也不可能发生明显的变化。从图 6(a)中可以看出:在复合材料一侧与 A3 钢一侧差别明显;进一步放大观察(如图 6(b)),焊缝处没有裂纹等焊接缺陷;焊缝处的 TiC 增强颗粒与铸态的也没有明显的差别,数量也较少;但铁素体的数量增多。焊缝的金相组织为 TiC 增强颗粒+ 铁素体+ 珠光体型的混合组织。

3.2.2　复合材料和复合材料采用熔化极焊接与采用 TIG 焊接的比较

复合材料和复合材料采用熔化极焊接,熔化极 J422 焊条的含碳量比 TiC_P/Fe 复合材料基体的要低。当电焊熔化形成熔池时,池中的熔体含碳量比复合材料基体含碳量有所降低。从图 5(a)中可以看出:焊缝处的组织没有明显的差别;进一步放大观察发现(如图 5(b)),由于焊条材料的熔化加入,组织中有铁素体出现;但焊缝处也没有裂纹等焊接缺陷;TiC 增强颗粒与铸态的没有明显的差别,但比铸态的数量要少。焊缝的金相组织为 TiC 增强颗粒+ 珠光体型的混合组织+ 少量铁素体。

复合材料和复合材料采用 TIG 焊接时,在熔池中的合金熔体由于没有焊条的加入,含碳量没有发生变化。从图 7(a)中可以看出:焊缝处的组织与铸态的组织接近;进一步放大观察(如图 7(b)),焊缝处没有铁素体出现,焊缝处也没有裂纹等焊接缺陷;焊缝处的 TiC 增强颗粒与铸态的也没有明显的差别,数量也接近。焊缝的金相组织为 TiC 增强颗粒+ 珠光体型的混合组织。

3.3　切削加工试验结果分析

3.3.1　切削力与试验材料的关系

从表 4 和图 8(a)中可以看出:在硬度相近的情况下,TiC_P/Fe 复合材料的切削力比 45# 钢的高出 60 N 以上。这是由于两种材料显微组织的差异所造成的。因为 TiC_P/Fe 复合材料的显微组织是在基体组织上弥散分布着 TiC 陶瓷增强颗粒(如图 1(a)),这些陶瓷颗粒作为第二相硬质点起到强化基体的作用。在切削加工过程中由于增强颗粒的作用,使切断金属的形变力增加,表现为切削力提高。而 45# 钢的基体组织相对单一,与 TiC_P/Fe 复合材料相比切断金属的形变力较小,切削力也相对较小。

3.3.2　切削温度与试验材料的关系

TiC_P/Fe 复合材料基体上弥散分布的 TiC 陶瓷颗粒不但起到强化基体的作用,在切削加工过程中,还起到阻碍切削、摩擦刀具使之产生热量的作用。这就表现为在切削加工时,切削温度升高。从表 4 和图 8(b)中可以看出:TiC_P/Fe 复合材料的切削温度比 45# 钢高出许多,就是这个原因导致的结果。而 45# 钢没有上述现象。在本试验条件下表现为:TiC_P/Fe 复合材料的切削温度要比 45# 钢高出 90℃以上。

3.3.3　表面粗糙度与试验材料的关系

从表 4 和图 8(c)的试验结果中可以看出:表面粗糙度只随试验材料的硬度变化而变化,与试验材料的组织形态的变化影响关系不大。这是因为在被加工材料的硬度相近的情况下,影响加工表面粗糙度主要是切削加工的工艺参数,而被加工材料组织形态的影响较弱。这是因为 TiC_P/Fe 复合材料中的 TiC 陶瓷颗粒的尺寸很小,在几微米的范围内,在切削加工过程中,即使 TiC 陶瓷颗粒破碎脱落,其表面凹陷也是在几微米的尺寸范围内,不会对表面粗糙度有很大的影响。

4　结　论

(1) 通过加热处理的方法可以消除原位 TiC_P/Fe 复合材料在铸造过程中带来的一些组织缺陷,改变基体组织使性能提高;TiC 颗粒不宜通过加热处给予改变。

(2) 原位 TiC_P/Fe 复合材料在焊接过程中,TiC 增强颗粒没有发生变化;焊缝处没有裂纹;可焊性较好。

(3) TiC_P/Fe 复合材料切削加工时的切削力与 45# 钢相比要大 60 N;切削温度要高 90℃;加工表面粗糙度与 45# 钢相同;TiC 陶瓷颗粒使 TiC_P/Fe 复合材料的切削加工的切削力增大;切削温度增高;对加工表面粗糙度影响不大;TiC_P/Fe 复合材料可加工性与 45# 钢相似。

参考文献:

[1] 吴人洁. 金属基复合材料的现状与发展 [J]. 金属学报, 1997, 33(1): 78- 84.

[2] 张　静, 潘复生, 陈万志. 铁基复合材料的现状和发展 [J]. 材料导报, 1995, 9(1): 67- 71.

[3] 王武孝, 袁　森. 铸造法制备颗粒增强金属基复合材料的进展 [J]. 铸造技术, 2001, 23(2): 42- 45.

[4] PAGOUNIS E, LINDROOS V K. Processing and properties of particulate reinforced steel matrix composites [J]. Materi-

als Science and Engineering, 1998, A246(1- 2): 221- 234.

[5] 林文松, 李元元. 颗粒强化钢铁基复合材料的研究现状与展望 [J]. 粉末冶金工业, 2001, 11(5): 25- 29.

[6] 高静微. 金属基复合材料连接技术的研究进展 [J]. 稀有金属, 1999, 23(1): 28- 34.

[7] 郑远谋, 黄荣光, 陈世红. 爆炸焊接和金属基复合材料 [J]. 复合材料学报, 1999, 16(1): 14- 22.

[8] 张庆茂, 何金江, 刘文金, 等. 激光熔覆(Zr+ WC)/ FeCSiBRE 合金的组织和性能 [J]. 焊接学报, 2002, 23(4): 44- 47.

[9] 闵学刚, 孙扬善, 高峻德. 原位合成 TiCp 颗粒增强铸铁材料的研究 [J]. 铸造, 2000, 49(5): 265- 267.

[10] 惠希东, 王执福, 杨院生. 液态反应制备 TiCp 增强铸造 Fe-Cr-Ni基复合材料 [J]. 金属学报, 1998, 34(10): 1115- 1120.

[11] 孙建荣, 孙扬善, 李 龙. TiCp/1Cr18Ni9 复合材料的显微组织和力学性能研究 [J]. 铸造, 2000, 49(7): 392- 395.

[12] Liu Z, Fredriksson H. On the reaction between Fe-Ti and Fe-C liquids under microgravity [J]. Metallurgical and Materials Transaction, 1996, 27A(2): 407- 414.

[13] 严有为, 魏伯康, 林汉同. 化学成分对原位 TiCp/ Fe 复合材料组织和性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(2): 225- 230.

[14] 章德铭, 李凤珍, 刘兆晶, 等. 原位 TiCp/ Fe 复合材料的制备工艺优化 [J]. 哈尔滨理工大学学报, 2002, 7(4): 22- 26.

[15] 刘献礼. 聚晶立方氮化硼刀具及其应用 [M]. 哈尔滨: 黑龙江科技出版社, 1999. 53- 60.