2016年2月 Feburary 2016

文章编号: 1004-0609(2016)-02-0383-09

Al 含量对 TiC-Fe 钢结硬质合金 组织与性能的影响



龙坚战^{1,2,3},夏艳萍^{2,3},陈 冲¹,陆必志^{2,3},易茂中¹,武文花^{2,3}

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083;

2. 硬质合金国家重点实验室, 株洲 412000;

3. 株洲硬质合金集团有限公司, 株洲 412000)

摘 要:为开发新型 TiC 基钢结硬质合金,采用 Fe₂Al₅ 预合金粉末添加方式和普通液相烧结法制备不同 Al 含量(占 粘结相含量的 0、0.77%、1.54%、2.3%, 质量分数)的 TiC-65%(Fe-Cr-Mo-Al-C)钢结硬质合金。探讨 Al 含量对 TiC-65%(Fe-Cr-Mo-Al-C)钢结硬质合金的组织与性能的影响规律;并考察 Al 含量对合金的烧结性、相种类及硬度 的影响规律。结果表明:随 Al 含量的增加,Fe-C 合金的包晶反应温度点降低,包晶反应区间、BCC 铁素体区和 低温区的 κ-碳化物沉淀区扩大;合金的硬质相 TiC 形貌及分布相近,且 Al 主要是溶解在粘结相中;合金的铁磁 性与粘结相中奥氏体数量有关,随 Al 含量的增加,淬火+回火态合金的硬度增加;其断裂韧性、抗弯强度在 Al 含量为 1.54%时达到峰值。

关键词: TiC;钢结硬质合金;Fe-Al-C;组织;性能中图分类号: TF125.3 文献标志码: A

钢结硬质合金是在硬质合金基础上发展起来的新型工模具材料^[1-3]。相比硬质合金中的钴粘结相来说,它是一种以钢作粘结相的耐磨合金。因其具有硬质合金的高硬度、高耐磨性和高强度,同时具有钢的可加工性、可热处理性、可锻性和可焊接性^[4],被认为是可加工、可热处理的硬质合金^[1],可广泛地应用于耐磨零件、矿山工具等材料中。钢结硬质合金中最典型材料是以TiC 作为硬质相的TiC 基钢结硬质合金^[5],因TiC 具有高硬度、抗氧化、耐腐蚀、密度小、热稳定性好以及优异的物理化学性能,一直是钢结硬质合金中性价比较高的一种钢结硬质合金。

TiC 基钢结硬质合金是采用粉末冶金的方法制备 的一种复合材料。硬质相 TiC 主要赋予材料高硬度和 高耐磨性;而钢粘结相的含量一般大于 50%(质量分 数),对材料的性能影响更大,同时,钢粘结相可以赋 予合金一系列独特性能,其成分可根据具体使用工况 和使用性能要求进行灵活的调整,有利于满足合金使 用要求。根据钢粘结相的成分的不同,可以延伸出大 量的合金牌号,如碳钢、工具钢、不锈钢、耐热钢基 粘结相。高铝钢^[6]是一种专用氮化钢,如 38CrMoAl,

由于在 Fe-C 钢基体中添加 Al 后能形成纳米级的 Fe₃AlC_x沉淀强化相^[7]可使钢基体得到强化,合金经过 热处理和精加工后,具有很高的表面硬度、耐磨性及 疲劳强度,并具有良好的耐热性及腐蚀性,被广泛应 用于军工、航空工业和机械制造等行业。目前, TiC-(Fe-Cr-Mo)钢结硬质合金是一种以中合金工具钢 为粘结相的钢结硬质合金,如 GT35 牌号,其具有较 高的耐磨性, 被广泛地应用于耐磨零件上。随着特殊 行业对零部件性能的要求的多样化,如应用于注塑机 套筒和螺杆(注塑机的关键部件)上,不仅需要好的耐 磨性,还需要合金具有较好的抗腐蚀性能、韧性等性 能。而普通的钢结硬质合金牌号很难很好地满足使用 要求。因此,有必要根据使用工况对钢粘结相进行改 性。而以高铝钢作为钢结硬质合金粘结相有望制备出 高强韧钢结硬质合金。即添加 Al 可以提高合金的抗氧 化性及抗腐蚀性能,如形成金属间化合物 FeAl^[8-9], 可以更有效地改善合金的这些性能。

本文作者结合热力学相图计算,在钢结硬质合金 GT35 牌号基础上,开展了添加不同 Al 含量对合金性 能与组织的影响规律。研究结果对拓宽钢结硬质合金

基金项目:国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB723906)

收稿日期: 2015-06-29; 修订日期: 2015-10-29

通信作者:易茂中,教授,博士;电话:0731-88877700; E-mail: yimaozhong@126.com

粘结相的品种和应用具有重要的指导意义。

1 实验

以 TiC-(Fe-Cr-Mo-C)钢结硬质合金为研究对象, 其中硬质相 TiC 为 35%(质量分数,下同);粘结相为 Fe-Cr-Mo-C,成分为 3%Cr、3%Mo、0.5%C,余量 Fe; 本实验中 Al 的添加量为粘结相的 0、0.77%、1.54%、 2.3%。试样成分如表 1 所列。

表1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experiment alloys									
Mass fraction	n Mana Graatian	Mass fraction of binder phase/%							
of Al in	Mass fraction								
binder/%	01 11C/%	Al	С	Мо	Cr	Fe			
0	35	0	0.5	3	3	Bal.			
0.77	35	0.77	0.5	3	3	Bal.			
1.54	35	1.54	0.5	3	3	Bal.			
2.3	35	2.3	0.5	3	3	Bal.			

本实验中采用还原 Fe 粉,费氏粒度为 30 µm,粉 末形貌如图 1(a)所示; Cr 以 Cr-Fe 的形式添加,费氏 粒度为 10 µm; Mo 采用 Mo 粉形式添加,费氏粒度为 2 µm; 为避免 Al 与 Fe 发生剧烈化合放热反应及柯肯 达尔效应^[10]引起的膨胀,本实验中 Al 是采用 Fe-Al 的中间化合物 Fe₂Al₅^[11]预合金粉末的形式添加,费氏 粒度为 10 µm,粉末形貌如图 1(b)所示。

采用粉末冶金制备工艺,经配料、混合、干燥、



图1 原料粉末的显微形貌

Fig. 1 Morphologies of powders: (a) Fe; (b) Fe₂Al₅

过筛、压制、真空烧结后获得合金。烧结温度为 1425 ℃,保温时间 60 min 后随炉冷却到室温。烧结 后,分别对合金进行退火(860 ℃)、油淬(1000 ℃)、回 火(200 ℃)等热处理。

将相应的合金制备成金相样品,在光学显微镜下 对 TiC 硬质相的形貌及分布进行检测分析;经硝酸腐 蚀后,检测分析粘结相组织结构;利用差热分析仪对 不同 Al 加量的混合粉末进行热效应分析;采用 X 衍 射分别对烧结态、退火态、淬火+回火态合金进行物 相检测分析,检测条件如下:Cu 靶 K_a、40 kV、40 mA、2.3 (°)/min;采用阿基米德排水法测试了合金的 密度;采用钴磁仪测定合金粘结相的磁饱和强度即"铁 磁";采用 JSM-6701F 型扫描电镜(Jeol,日本)和能谱 仪分析检测粘结相的成分含量;用三点弯曲法测定试 样(尺寸为 5.25 mm×6.5 mm×20 mm)的抗弯强度;用 维氏硬度计(30 kg)测定合金的硬度及压痕法测定合金 的断裂韧性。

由于 TiC 性能稳定,同时 Mo、Cr 加量较少而对 Fe 基粘结相的影响较小。为了简化,本文作者重点研 究 C、Al 对 Fe 基粘结相即 Fe-Al-C 粘结相的影响。基 于 CALPHAD 方法,利用文献报道的热力学参数^[12], 采用 ThermoCalc 软件对 Fe-Al-C 三元系粘结相系统进 行热力学计算。

2 结果与讨论

2.1 热力学计算及相图

根据文献[13],不同 Al 含量的 Fe-Al-C 粘结相的 平衡相图如图 2 所示。相图上的包晶反应区间对应两 个重要的碳平衡点(如图中两条蓝色线标识位置),在 这两个碳含量成分区间合金发生包晶反应,即液相+ BCC→FCC。在高铝钢的连铸过程中,在该成分区间 的钢容易出现热裂纹等缺陷^[14]。为避免包晶反应易产 生缺陷的影响,本实验中粘结相中的 C 含量设定为 0.5%,在包晶反应区右方。根据平衡相图,有以下规 律,随 Al 含量的增加,包晶反应温度点降低;包晶反 应区间扩大;FCC 奥氏体区缩小,BCC 铁素体区扩大; 且在低温区开始出现 κ-碳化物沉淀。

为了精确预测实验结果,根据 Al 含量重新计算的 Fe-Al-C 三元系垂直截面图如图 3 所示。本实验中成 分如图中虚线标识(C 含量 0.5%)。Al 为铁素体稳定化 元素,同样地,从图 3 可以看出,随 Al 含量的增加, BCC 铁素体区扩大,相图整体右移。同时包晶温度点 降低。 第26卷第2期

2.2 烧结过程中的热效应

对添加不同 Al 含量的混合料进行了差热分析检 测,在 600~1450 ℃温度区间的结果如图 4 所示。随 着 Al 含量的增加,出现液相的温度略有降低,如 w(Al)=0、w(Al)=0.77%、w(Al)=1.54%、w(Al)=2.3%合 金的液相温度分别为 1427、1422、1418 和 1420 ℃。 从图 3 可知,随 Al 含量的增加,合金的包晶反应温度 点下降,使合金出现液相的温度点降低;同时,实验 点所在位置的奥氏体相区右移,又使得开始出现液相 温度点增高。这两种影响因素同时作用于开始出现液 相温度点,相互抵消,导致出现液相的温度相差不大。

尽管随着 Al 含量的增加,出现液相温度点受两种 相反的作用而相互抵消,使得出现液相温度点相差不 大。但是,合金烧结时出现的液相量存在差异。如 w(Al)=1.54%和 w(Al)=2.3%合金在烧结 1425 ℃可能 超过包晶温度点。由相图杠杆定律可知,其液相量比 例会出现大幅度提高。如合金 w(Al)=0 和 w(Al)=1.54% 经 1425 ℃真空烧结后的实物照片如图 5 所示。烧结 后,合金 w(Al)=1.54%出现了明显的变形,且其底部有 明显的液相流动痕迹。而合金 w(Al)=0 烧结后的表面状 况属于正常范围。总之,随 Al 含量的增加,合金出现 液相的温度点接近,但烧结过程中出现的液相量增加。

2.3 显微结构特征

经 1425 ℃烧结后的合金的显微组织如图 6 所示。 由图 6 可以看出,随着 Al 含量的增加,合金的硬质相 TiC 形貌及分布相近。一方面是由于 TiC 在烧结过程 中性能稳定,TiC 晶粒不易发生较大的转变;另一方 面,粘结相的基本成分和结构接近。Al 的变化幅度相 对较小,如图 3 所示,烧结后,其粘结相成分点仍然 位于奥氏体区。因此,粘结相对硬质相 TiC 的形貌影 响不大。



图 2 不同 Al 含量 Fe-Al-C 合金的计算相图^[13]

Fig. 2 Calculated phase diagrams^[13] of Fe-Al-C alloys with different Al contents: (a) w(Al)=0; (b) w(Al)=1%; (c) w(Al)=5%; (d) w(Al)=10%



图 3 不同 Al 含量 Fe-Al-C 计算相图

Fig. 3 Calculated phase diagrams of Fe-Al-C alloys with different Al contents: (a) w(Al)=0; (b) w(Al)=0.77%; (c) w(Al)=1.54%; (d) w(Al)=2.3%





Fig. 4 DSC curves of alloy mixtures with different Al contents

2.4 粘结相相种类及成分

2.4.1 相种类

Al 是扩大铁素体区元素,随着 Al 含量的增加,

相图整体向右偏移,相当于碳含量减小。也就是说随 Al 含量的增加相当于降低合金中 C 含量。而一般来 说,冷却转变曲线即 C 曲线随 C 含量多少而发生变 化。即碳含量越低,一般来说 *M*_s和 *M*_f越高,碳浓度 低的区域先转化成为马氏体后(马氏体相变属于无扩



- 图 5 1425 ℃液相烧结后的实物照片
- Fig. 5 Photos of alloys after 1425 °C liquid phase sintering



图 6 不同铝含量合金的显微组织 Fig. 6 Microstructures of alloy with different Al contents: (a) w(Al)=0; (b) w(Al)=0.77%; (c) w(Al)=1.54%; (d) w(Al)=2.3%

散型切变,相变后发生体积膨胀),碳浓度高区域的奥 氏体由于体积膨胀而受空间的限制不能相变,导致该 部分只能以残余奥氏体存在。

不同 Al 含量烧结态合金的 XRD 谱如图 7(a)所示。 由图 7(a)可以看出,合金中都存在一定含量的奥氏体 (43°处)。但由于铁素体与马氏体(45°)的 X 衍射峰重 叠,很难区分。但马氏体与铁素体的硬度相差大。结 合合金的硬度(见图 10(a))来分析,可以看出烧结态合 金的硬度随 Al 含量的增加略有降低。说明合金粘结相 中存在马氏体相,且其数量是逐渐减少的。这与 Al 提高 *M*_s和 *M*_f的作用效果是一致的。总之,烧结态合 金的粘结相的相种类与随炉冷却的速度有关,其冷却 速度在 3~10 ℃/min,冷却速度较慢,除了大部分的铁 素体外,还会形成少量的奥氏体和马氏体。

对于 1000 ℃淬火+200 ℃回火态合金来说,其冷 却快,合金粘结相主要发生马氏体相变。如图 7(c)所 示,随 Al 含量的增加,合金粘结相除了大部分的马氏 体组织外,奥氏体组织逐渐增加。其中 w(Al)=0 合金 只有马氏体组织;w(Al)=1.54%合金的粘结相由马氏体 和奥氏体组成,其金相组织如图 8(a)所示。w(Al)=2.3% 合金粘结相中的残余奥氏体(43°)最多。同样地,结合 图 10(b)中的硬度变化可以看出,其整体硬度值大大高 于烧结态合金的,进一步证明了合金粘结相中大部分 是马氏体组织。另外,尽管 Al 含量的增加使得合金粘 结相中的残余奥氏体数量增加,但淬火+回火态合金的硬度并没有随 Al 含量的增加而降低。这可能是由于 合金的硬度除了受粘结相马氏体数量影响外,还可能 与低温区(高 Al 含量)析出的纳米 κ-碳化物沉淀有 关^[15-16],如图 2(c)和(d)所示。

对于 860 ℃退火态合金来说,粘结相相成分主要 由铁素体和 Fe₃C 构成,如图 7(b)所示。退火态的 w(Al)=1.54%合金的粘结相金相组织如图 8(b)所示,可 以发现粘结相组织除了大部分的铁素体外,还存在少 量的 Fe₃C 相。如表 3 所列的退火态合金硬度在 450HV 左右,远低于烧结态(600HV 左右)和淬火+回火态合金 (900HV 左右)的硬度。这与合金粘结相中的相种类和 数量是一致。

2.4.2 粘结相成分

烧结后,对 w(Al)=1.54%合金的粘结相的成分进 行了能谱分析,如图 9 所示。能谱成分结果如表 2 所 列。可以看出,粘结相中的 Al 含量为 1.33%,与理论 含量 1.54%接近。说明 Al 主要是溶解于粘结相中。从 而也进一步说明 Al 主要是通过影响粘结相而影响合 金的组织与性能。

2.5 物理力学性能

不同 Al 含量合金的物理力学性能如表 3 所列,可 以看出不同状态合金的密度相差不大。但由于 Al 的密 表2 Al含量1.54%合金粘结相的能谱分析结果

Table 2Energy spectrum analysis results of binder phase inalloy with Al content of 1.54%

Element	Mass fraction/%	Mole fraction/%			
С	7.40	26.63			
Al	1.33	2.14			
Ti	2.93	2.64			
Cr	3.11	2.59			
Fe	85.23	66.00			
Total	100.00	100.00			



图 7 不同状态合金的 XRD 谱

Fig. 7 XRD patterns of alloys at different states: (a) As-sintered; (b) 860 °C as-annealed; (c) 1000 °C quenching+200 °C tempering state

度小(2.7 g/cm³),烧结后合金的密度随 Al 含量增加而降低。



图 8 腐蚀后 Al 含量 1.54%合金的粘结相组织 Fig. 8 Microstructures of binder phase in alloy with Al content of 1.54% after corrosion: (a) 1000 ℃ quenching+200 ℃ tempering state; (b) 860 ℃ as-annealed



图 9 Al 含量 1.54%合金粘结相的显微形貌及相应区域的 EDS 谱

Fig. 9 Microstructure(a) and corresponding EDS spectrum of zone 1(b) of binder phase in alloy with Al content of 1.54%

第26卷第2期

表3 合金的物理力学性能

 Table 3
 Physical and mechanical properties of alloys

	As-sintered				1000 °C quenching +200 °C tempering state				860 °C as-annealed		
w(Al) in	a Binder				Dindor		Encoturo	Transverse rupture	Binder		
binder/	Density/	magnetic	Hardness,	Density/	magnetic	Hardness,	toughness/	strength(Standard	Density/	magnetic	Hardness,
%	$(g \cdot cm^{-3})$	saturation/	HV_{30}	$(g \cdot cm^{-3})$	saturation/%	HV_{30}	$(MPa.m^{1/2})$	deviation)/	$(g \cdot cm^{-3})$	saturation/	HV_{30}
		%			saturation/70		(IVII a III)	MPa		%	
0	6.47	77.0	607	6.45	73.6	874	18.91	1520(26)	6.46	72.5	445
0.77	6.44	73.2	570	6.43	66.6	892	11.70	1490(45)	6.42	72.2	450
1.54	6.40	73.4	569	6.41	64.7	921	21.43	1720(54)	6.40	72.8	446
2.3	6.29	71.2	561	6.31	63.6	970	20.33	1500(31)	6.28	72.6	452

2.5.1 铁磁及硬度

不同热处理状态合金的磁性能及硬度如图 10 所示。由于奥氏体不显磁性或弱磁性,因此铁磁值在一 定程度上可以代表铁素体或马氏体的含量。通过测量 合金中磁性物质的含量即"铁磁"(粘结相的磁饱和强 度)对奥氏体含量可以做定性的分析。如对烧结态(随



图 10 不同热处理状态合金的硬度和粘结相磁饱和强度 Fig. 10 Hardness and binder magnetic saturation of alloys with different heat treatments: (a) As-sintered; (b) 1000 ℃ quenching+200 ℃ tempering state

炉冷却 3~10 ℃/min)合金来说,如图 7(a)所示,43°处 的奥氏体峰较低,奥氏体含量几乎没有变化。但从"铁 磁"值来说,如图 10(a)所示,随 Al 含量的增加,"铁 磁"值略有减小,说明奥氏体数量略有增加;同样, 对于 1000 ℃淬火态+200 ℃回火态的合金来说,如图 7(c)所示,随 Al 的增加,奥氏体峰出现明显的增加, 相应的对应于"铁磁"值来说,其随 Al 的增加,"铁 磁"值也出现了明显地减小,如图 10(b)所示。而对于 860℃退火态合金来说,如表 3 所列,"铁磁"值几乎 相等,且合金都具有较低的硬度值,说明退火态合金 组织大部分转变成铁素体组织。

对于硬度来说(见图 10(a)),烧结态合金在随炉冷 却过程中,合金粘结相存在多种组织,以铁素体为主, 含有少量的马氏体和奥氏体。随 Al 含量的增加,粘结 相中马氏体数量减小,合金的硬度值也是略有下降。 同样,对于 1000 ℃淬火态+200 ℃回火态的合金来说, 粘结相组织主要是马氏体,且随合金中的 Al 含量的增 加,奥氏体组织逐渐增加。同时纳米级的 κ-碳化物 (Fe₃AlC_x)沉淀析出强化的作用,使得合金的硬度随 Al 含量的增加而提高。

2.5.2 抗弯强度及断裂韧性

1000 ℃淬火态+200 ℃回火态合金的抗弯强度和 断裂韧性如图 11 所示。可以看出,随着 Al 含量的增 加,合金的断裂韧性和抗弯强度在 w(Al)=1.54%成分 处都存在一个峰值。断裂韧性和抗弯强度都不同程度 地受粘结相的相种类和显微组织结构的影响。一方面, 随 Al 含量的增加,合金淬火态+回火态合金粘结相中 的奥氏体数量增加,合金的韧性提高,但强度降低; 另一方面,纳米级的 κ-碳化物(Fe₃AlC_x)^[7]强化相的含 量随 Al 含量的增加而增加,对粘结相起增强作用,但 提高合金强度的同时,也降低了合金的塑韧性。因此,



图 11 不同 Al 含量合金的断裂韧性和抗弯强度

Fig. 11 Fracture toughness and transverse rupture strength of alloys with different Al contents

3 结论

1) 根据 Fe-Al-C 三元计算相图,随 Al 含量的增加,包晶反应温度点降低;包晶反应区间、BCC 铁素体区和低温区的 κ-碳化物沉淀区扩大。

2) 随 Al 含量的增加,合金烧结时出现液相温度 点略有降低,但液相量增大。

3) 随着 Al 含量的增加,合金硬质相 TiC 基本保持不变。Al 主要是溶解在粘结相中。

 合金不同热处理状态的铁磁与粘结相中奥氏 体数量有关。

5)随 Al 含量的增加,合金淬火+回火态的硬度增加;其断裂韧性、抗弯强度在 Al 含量为 1.54%时达到 峰值。

REFERENCES

- 张 煜,赵一生,高志国. 钢结硬质合金的研究和发展现状
 [J]. 湖南有色金属, 2010, 26(5): 39-41.
 ZHANG Yu, ZHAO Yi-sheng, GAO Zhi-guo. Review of study and development of steel-bonded cemented carbide[J]. Hunan Nonferrous Metals, 2010, 26(5): 39-41.
- [2] 熊拥军,李溪滨,刘如铁,赵福安.新型TiC钢结硬质合金致 密化技术[J].中南大学学报(自然科学版),2009,40(6): 1563-1567.

XIONG Yong-jun, LI Xi-bin, LIU Ru-tie, ZHAO Fu-an. Densification processing of a new steel bonded titanium carbide[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2009, 40(6): 1563-1567.

[3] 尤显卿,郑玉春,程 娟文,任 昊. 热应力作用下碳化钨基 钢结硬质合金梯形裂纹的形成机理[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(5): 1098-1102.

YOU Xian-qing, ZHANG Yu-chun, CHEN JUAN-wen, REN Hao. Formation mechanism of trapezoid crack in WC steel bonded carbide under action of thermal stress[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(5): 1098–1102.

- [4] 宾建林, 刘东华, 汤 波, 汤富山. 添加稀土的 TiC 基钢结硬 质合金性能研究[J]. 金属材料与冶金工程, 2013, 41(3): 3-5. BIN Jian-lin, LIU Dong-hua, TANG Bo, TANG Fu-shan. Effect of rare earth addition on microstructure and properties of tic-based steel bonded carbide[J]. Metal Materials and Metallurgy Engineering, 2013, 41(3): 3-5.
- [5] 范安平,肖平安,李晨坤,轩翠华,曲选辉.TiC基钢结硬质合 金的研究现状[J]. 粉末冶金技术,2013,31(4):298-303.
 FAN An-ping, XIAO Ping-an, LI Chen-kun, XUAN Cui-hua, QU Xuan-hui. Research situation of TiC-based steel bonded carbide[J]. Powder Metallurgy Technology, 2013, 31(4): 298-303.
- [6] 刘 侠. 国内 38CrMoAl 高铝钢现况及开发建议[J]. 冶金管 理, 2008, 9: 22-24.

LIU Xia. The current state and development suggestions of the domestic 38CrMoAl high aluminum steel[J]. Metallurgical Industry Management, 2008, 9: 22–24.

- [7] KIM H, SUH D W, KIM N J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: A review on the microstructures and mechanical properties[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2013, 14(1): 014205–014215.
- [8] HABIBI R M, AHMADIAN M, GOLOZAR M A. Investigation of the corrosion behavior of WC-FeAI-B composites in aqueous media[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2012, 35: 62–69.
- [9] SCHNEIBEL J, CARMICHAEL C, GERMAN R, MESSING G, CORNWALL R. Liquid-phase sintering of iron aluminidebonded ceramics[M]. New York: CRC Press, 1996: 253–260.
- [10] GEDEVANISHVILI S, DEEVI S. Processing of iron aluminides by pressureless sintering through Fe+Al elemental route[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 325(1): 163–176.
- [11] 龙坚战,魏修宇,陆必志,方 晴,余怀民,李 勇,卢少武, 管玉明,蒋洪亮. 铁-铝金属间化合物 Fe₂Al₅的预合金粉末的 制备方法:中国,CN101984110A[P]. 2011-03-09.
 LONG Jian-zhan, WEI Xiu-yu, LU Bi-zhi, FANG Qing, YU Huai-min, LI Yong, LU Shao-wu, GUAN Yu-min, JIANG Hong-liang. The preparation method of iron-aluminium intermetallic compound Fe2Al5 prealloyed powder: China, CN101984110A[P]. 2011-03-09.
- [12] CONNETABLE D, LACAZE J, MAUGIS P, SUNDMAN B. A Calphad assessment of Al-C-Fe system with the carbide

modelled as an ordered form of the FCC phase[J]. Calphad, 2008, 32(2): 361–370.

- [13] PHAN A T, PAEK M K, KANG Y B. Phase equilibria and thermodynamics of the Fe-Al-C system: Critical evaluation, experiment and thermodynamic optimization[J]. Acta Materialia, 2014, 79: 1–15.
- [14] PRESOLY P, PIERER R, BERNHARD C. Identification of defect prone peritectic steel grades by analyzing hightemperature phase transformations[J]. Metallurgical and

Materials Transactions A, 2013, 44(12): 5377-5388.

- [15] CHIN K G, LEE H J, KWAK J H, KANG J Y, LEE B J. Thermodynamic calculation on the stability of (Fe,Mn)₃AlC carbide in high aluminum steels[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 505(1): 217–223.
- [16] KIM H, SUH D W, KIM N J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: A review on the microstructures and mechanical properties[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2013, 14(1): 014205-014216.

Effects of Al content on microstructure and mechanical properties of TiC-Fe alloys

LONG Jian-zhan^{1, 2, 3}, XIA Yan-ping^{2, 3}, CHEN Chong¹, LU Bi-zhi^{2, 3}, YI Mao-zhong¹, WU Wen-hua^{2, 3}

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of Cemented Carbide, Zhuzhou 412000, China;

3. Zhuzhou Cemented Carbide Group Co., Ltd., Zhuzhou 412000, China)

Abstract: In order to develop new TiC based steel bonded carbide, TiC-65% (Fe-Cr-Mo-Al-C) (mass fraction) hard alloys with different Al contents (with respect to binder phase contents of 0, 0.77%, 1.54%, 2.3%, mass fraction) were prepared by common liquid phase sintering method with addition of Fe₂Al₅ prealloyed powder. The effects of Al contents on the microstructure and mechanical properties of TiC-65% (Fe-Cr-Mo-Al-C) alloys were explored. The effects of Al contents on the sinterability, phase species and hardness of alloys were investigated. The results show that, according to the calculated phase diagrams of the Fe-Al-C alloys, with the increase of Al content, the peritectic reaction temperature decreases and the intervals of peritectic reaction, BCC ferrite and low temperature region κ -carbide precipitation zone expand. With the increase of Al contents, the morphology and distribution of hard phase TiC are similar. Al dissolves into the binder phase. The ferromagnetic is connected with the amount of austenite of binder phase. With the increase of Al content, the hardness of alloys increases with the increase of Al content. And their fracture toughness and bending strength reach the peak values.

Key words: TiC; steel bonded carbide; Fe-Al-C; microstructure; property

Fund Project: Project (2012CB723906) supported by the National Key Basic Research Program of China **Received date:** 2015-06-29; **Accepted date:** 2015-10-29

Corresponding author: YI Mao-zhong; Tel: +86-731-88877700; E-mail: yimaozhong@126.com

(编辑 龙怀中)