

合金元素 Al 对 Laves 相 NbCr₂ 显微组织及断裂韧性的影响

郑海忠^{1,2}, 鲁世强¹, 祝建业¹, 周伟¹

(1. 南昌航空大学, 江西 南昌 330063)

(2. 南京航空航天大学, 江苏 南京 210016)

摘要: 采用机械合金化+热压烧结的工艺路线制备 Laves 相 NbCr₂ 合金, 研究合金元素 Al 对其显微组织、力学性能, 特别是韧化效果的影响。结果表明: 合金元素 Al 主要占据了 Laves 相 NbCr₂ 金属间化合物中 Cr 原子的晶格位置。添加合金元素 Al 的 Laves 相 NbCr₂ 合金较未合金化的 NbCr₂ 硬度有所提高; 当 Al 含量达到 12at% 时, 断裂韧性要高于未合金化的 NbCr₂ 合金, 达到了 6.8 MPa√m, 远远高于熔铸合金的断裂韧性(1.2 MPa√m)。

关键词: Laves 相 NbCr₂; 合金化; 断裂韧性; 硬度

中图分类号: O614.51⁺2; O614.61⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)01-0080-06

Laves 相金属间化合物由于具有优良的物理和化学特性, 在航空、航天、交通运输、化工、机械等诸多工业部门及半导体、磁性、储氢、超导等方面有着广泛的应用^[1]。Laves 相 NbCr₂ 具有较高的熔点(1770 °C)、适当的密度(7.7 g/cm³)和优良的耐腐蚀性, 以及在 1200 °C 下还具有 600 MPa 的强度等优良高温性能^[2~4], 因此完全具有作为高温结构材料应用的潜力, 引起了国内外研究学者的极大兴趣。但 Laves 相 NbCr₂ 具有拓扑密排结构, 晶体结构复杂, 使得这类化合物的室温脆性很大, 严重阻碍了其作为高温结构材料的实用化进程^[5]。

如何改善 Laves 相铬化物的室温脆性, 提高其塑性和韧性, 充分发挥其优良的高温性能, 国内外研究学者对 Laves 相铬化物进行了广泛的研究^[6~11]。已有的研究表明, 晶体结构、缺陷组织、相结构及电子结构等对 Laves 相的塑性和韧性有着较大的影响。如 Liu 等人^[6]在研究 Fe、Co 合金含量对 Nb(Cr、X)₂ 断裂韧性的影响时, 发现 C15 结构的 Laves 相比 C14 结构的韧性要好。这是由于 C15 为立方结构, 它的变形能力比密排六方的 C14 结构大。文献[7]也表明了具有 C15 结构的 Laves 相 Hf-V-Nb 合金在室温也有一定的变形能力, 而具有 C14 结构的 Laves 相基本上是脆性断裂。Hazzledine 等人^[8]指出, Laves 相中的空位有助于同步剪切变形机制的进行, 从而引起变形能力和断裂韧性

提高。Takeyama 等人^[9]研究发现, Cr-NbCr₂ 合金的室温韧性要好于单相 Laves 相 NbCr₂ 合金, 其拉伸应变达到了 5%~11%。

合金化是使金属间化合物增韧的一种有效手段。通过合金化, 可以改变 Laves 相铬化物的电子浓度、弹性模量、形成空位、引起晶格畸变、改变堆垛层错能, 以致改变其位错组态、变形方式和提高韧性^[12]。目前, 作为合金元素进行研究的有 Ti、Fe、Nb、Mo、V 等。如 Chan^[13]和 Davidson^[14]的研究表明, 添加合金元素 Ti 后, 可使 Nb/NbCr₂ 两相合金的断裂韧性从 4.9 MPa√m 提高到 20.1 MPa√m。但该研究者所研究的两相合金中, NbCr₂ 的含量仅约为 25%(体积分数), 如此低的含量不能充分发挥 NbCr₂ 优异的高温强度性能。

因此, 为了充分发挥 Laves 相 NbCr₂ 合金优异的高温强度性能, 研究以 Laves 相为基体的 Cr-Nb 合金, 并设法克服其脆性是 Laves 相 NbCr₂ 发展成为一种新型的高温结构材料的关键。但是, 形成 Laves 相的主要因素是组成原子的相对尺寸, 它借助大小原子排列的配合而实现拓扑密排结构, 理论上的原子半径比应是 $R_A/R_B=1.225$, 而实际中的比值大约在 1.05~1.68 范围内。因此, 在选择第三合金元素增韧 Laves 相 NbCr₂ 时, 其原子半径应介于 Cr 和 Nb 原子之间, 即 $R_{Cr}<R_X<R_{Nb}$ 。如 Ti、Al 合金的原子半径均介于 Cr 和 Nb 原子半径之间。已有研究表明, Ti 能较好地增韧

收稿日期: 2008-01-13

基金项目: 国家自然科学基金(50474009); 航空科学基金(05G56003); 江西省自然科学基金(0350045); 江西省材料科学与工程研究中心基金(ZX200401001)

作者简介: 郑海忠, 男, 1976 年生, 博士生, 讲师, 南昌航空大学材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: haizhongzheng@tom.com; 通讯作者: 鲁世强, 男, 1962 年生, 博士, 教授, 博导, 电话: 0791-3863039

Cr-Nb 合金^[13,14]。Liu^[6]等研究了 Al 对 Cr-10at%Nb 的力学性能的影响, 发现效果不明显。但均采用熔铸法制备 Cr-Nb 合金, 不可避免地会产生晶粒粗大、组织不均匀的效果, 而且也没有对 Al 的作用机制进行详细的讨论。因此, 本研究采用机械合金化(mechanical alloying, 简称 MA)和热压烧结法(hot pressing, 简称 HP)制备 Cr-Nb 合金, 研究合金元素 Al 对 NbCr₂ 合金显微组织的影响, 利用 XRD 研究 Al 的掺杂效应, 并讨论其对 Laves 相 NbCr₂ 断裂韧性影响的作用机制。

1 实验方法

1.1 试样制备

原料为纯 Cr 粉(>99.5%)、Nb 粉(>99.5%)和 Al 粉(>99.9%), 起始粒度为 150 μm。按 NbCr_{2-x}at%Al(x=0, 2, 4, 8, 12)的配比称量粉末, 并将粉末混合均匀后与磨球一起装入球磨罐中并密封, 抽真空后通入高纯氩气, 再抽真空, 反复 3 次, 使球磨罐处于真空状态下, 防止粉末在球磨过程中氧化。球磨罐容积为 2 L, 材质为不锈钢, 钢球有大、中、小 3 种规格各若干, 球料比为 13:1。

高能球磨在 QM-ISP2-CL 型行星式齿轮球磨机上进行。在前期研究 Cr-Nb 粉末机械合金化的基础上^[15,16], 球磨机转速为 400 r/min, 球磨时间为 20 h。在球磨过程中, 球磨 10 h 后将球磨罐打开, 将粘于罐壁及圆角的粉敲下, 重新抽真空充氩气 3 次后继续球磨。

热压烧结在真空热压炉中进行, 采用单向压制, 压力为 45 MPa。根据文献^[15,16]的研究结果, 热压温度和保压时间分别定为 1250 °C 和 0.5 h。保压结束后炉冷时, 为防止热压试样高温氧化, 到 200 °C 以下再关闭真空系统。

1.2 检测方法

用排水法测量试样密度并计算其相对致密度; 用 QUANTA200 型扫描电子显微镜对显微组织进行观察; 采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪, 并辅以 SEM 及能谱分析(EDS)来确定合金的物相组成及 Al 的溶解情况; 在 HV-1000 型小型维氏硬度计上测定维氏硬度(载荷 1 kg), 取 5 个测试点的平均值; 采用压痕法测量合金的断裂韧性, 在 HV-10 型维氏硬度计测定维氏硬度, 加载载荷为 10 kg, 加载时间为 15 s。利用式(1)计算试样的断裂韧性:

$$K_{IC} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \right) \quad (1)$$

式中 E 为弹性模量, 214 GPa^[17]; H 为维氏硬度值, $H=P/2a^2$, GPa; P 为压头上施加的载荷, N; c 为尖角裂纹长度之半, mm; a 压痕对角线长度之半, mm。

2 实验结果

2.1 混合粉末的机械合金化

图 1 为添加了不同 Al 含量的 Cr-Nb(Cr:Nb 原子比为 2:1)混合粉末球磨 20 h 的 XRD 图谱。

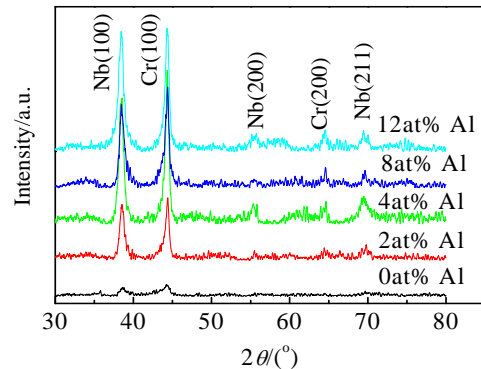


图 1 不同 Al 含量 Cr-Nb 球磨粉的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of the as-MAed Cr-Nb powders as a function of Al content

从图 1 可以看出, 未加入 Al 粉的 Cr 和 Nb 元素粉经 20 h 球磨后衍射峰较宽, 强度较弱, 而且基本上只存在了 Cr(110)和 Nb(110)峰。随着合金元素 Al 的加入, Nb 和 Cr 元素粉的衍射峰越来越尖锐, 强度也越来越强, 而且 Cr(200)和 Nb(110)、(211)峰也已出现。衍射峰的尖锐化反映了元素粉晶粒的变化。根据 Sherrer 公式, 由 X 射线衍射谱中 Cr(110)和 Nb(110)峰的半高宽来计算 Cr、Nb 的晶粒尺寸。表 1 列出了不同 Al 添加量的球磨粉中 Cr、Nb 晶粒大小及点阵常数。从表 1 中可以看出, 随着铝含量的增加, 在相同球磨时间的条件下, Cr、Nb 的晶粒尺寸都比未加 Al 球磨粉的 Cr、Nb 晶粒尺寸大。这主要是因为 Al 粉的塑性较大, 增加了球磨过程中的冷焊, 以至于晶粒难以细化。而且, 从表 1 中还可以看出, 随着 Al 含量的增加, Nb 的点阵常数呈现出不断增加的趋势, 而 Cr 的变化不大。

表 1 不同 Al 含量球磨粉的 Cr、Nb 的晶粒大小和点阵常数

Table 1 Grain sizes and lattice parameters of Cr and Nb as a function of Al content in the as-MAed powders

Al content, at%	Grain size/nm		Lattice parameter/nm	
	Cr	Nb	Cr	Nb
0	11.1	21.8	0.28839	0.33033
2	26.3	46.8	0.28797	0.33064
4	25.2	44.5	0.28834	0.33077
8	28.7	50.6	0.28842	0.33112
12	29.5	52.0	0.28840	0.33084

同时,从图 1 中也可以看出,经 20 h 球磨后没有 Laves 相 NbCr₂ 的生成。同时,Al 添加量即使达到 12at%时,XRD 也没有检测出有 Al 的存在。

2.2 热压试样的显微组织

不同 Al 添加量的 Cr-Nb 混合粉经 20 h 球磨后,在 1250 °C 保压 30 min 制备成 $\Phi 14 \text{ mm} \times 7 \text{ mm}$ 的圆柱体试样。图 2 为不同 Al 添加量的热压试样的 SEM 照片。从图 2 中可以看出,未添加 Al 的试样显微组织中孔洞大小不一,而且 Laves 相基体组织也不是很均匀;当铝添加量达到 12%时,基体组织比较均匀,而且孔洞较小。结合能谱分析(如表 2 所示)可知,Al 基本上存在于 Laves 相中。

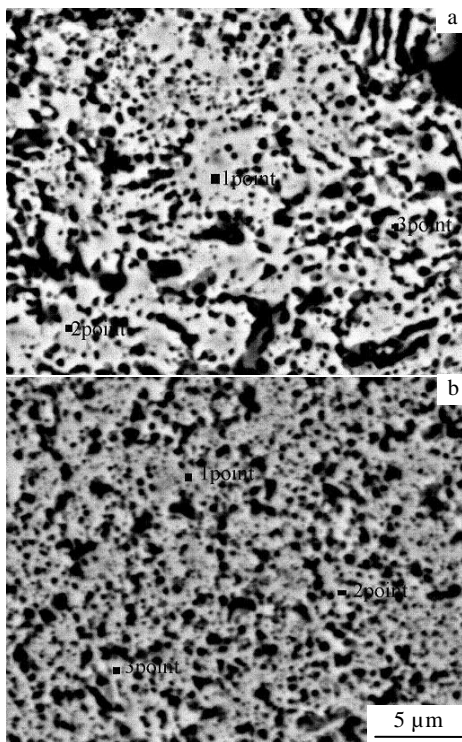


图 2 不同 Al 添加量 NbCr₂ 热压试样的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of the hot pressed NbCr₂ alloys with: (a) 0 and (b) 12at% Al

表 2 基体中 Laves 相能谱分析结果

Table 2 EDS results of Laves phase in the matrix

Nominal Al content in alloys, at%		Laves phase (grey)		
		Cr	Nb	Al
0	Point 1	65.04	34.96	-
	Point 2	59.70	40.30	-
	Point 3	61.36	38.64	-
12	Point 1	54.66	34.08	11.26
	Point 2	53.24	35.32	11.45

2.3 相对致密度

不同 Al 含量的 Cr-Nb 粉末经过 1250 °C、30 min 真空热压后,试样的相对致密度如图 3 所示。

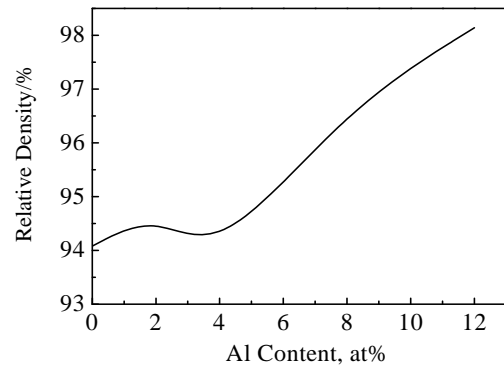


图 3 不同 Al 含量对试样相对致密度的影响

Fig.3 Relative densities of the hot pressed specimens as a function of Al content

总体来说,随着 Al 添加量的增加,热压试样的相对致密度呈现增大的趋势。这可能是因为 Al 的熔点(660 °C)比 Nb 的熔点(2740 °C)和 Cr 的熔点(2130 °C)低,而在热压烧结过程中,试样的致密化要通过塑性流动和蠕变扩散来进行。因此,随着 Al 含量的增加,试样的致密化进程加快,导致相对致密度呈现上升的趋势。

2.4 合金的维氏硬度及断裂韧性

不同 Al 含量的 NbCr₂ 合金的维氏硬度及断裂韧性分别如图 4 和图 5 所示。由文献[2]可知,熔铸态单相 Laves 相 NbCr₂ 合金的硬度及断裂韧性分别为 9100 MPa 和 1.2 MPa $\sqrt{\text{m}}$ 。而 Ohta^[18]采用粉末冶金方法制备的 NbCr₂ 合金的硬度及断裂韧性分别为 8700 MPa 和 2 MPa $\sqrt{\text{m}}$ 。从图 4 中可以看出,试验合金的硬度值接近于熔铸合金,要高于粉末冶金方法制备的合金。而且图 4 还反映了随着合金元素 Al 的增加,Cr-Nb 合金硬度有所增加,但效果不是特别明显。从图 5 中可以看出,合金元素 Al 的加入,其断裂韧性还有所降低,但当 Al 含量达到 12at%时,其断裂韧性较未合金化的 NbCr₂ 合金有所提高。而且,还可以看出,本试验所制备合金的断裂韧性要远远好于熔铸合金。

3 讨论

机械合金化是一个非平衡过程,在高能球磨过程中,粉末产生较大的塑性变形,使晶格产生严重的畸变,而且有利于原子进入。Zhu^[19]等人就发现,常温下或采用传统的熔铸工艺,Al 在 W 中的固溶度很小,

但采用机械合金化工艺, 可使 Al 在 W 中的固溶度达到 50% 以上。由 Cr-Al 和 Nb-Al 相图可知, 在室温下 Al 在 Cr 中的固溶度可达到 10% 以上, 而在 Nb 中固溶度只有百分之几。Cr、Nb 和 Al 的原子半径如表 3 所示。由表 3 的数据可知, $(R_{Nb}-R_{Al})/R_{Al}$ 等于 2.8%, 而 $(R_{Al}-R_{Cr})/R_{Al}$ 等于 10.5%。因此, Al 更易溶解到 Nb 中。从混合粉末球磨后的 XRD 结果(如图 1)也证实了 Al 基本上以固溶的形式存在, 而且由于 Nb 的晶格常数随着 Al 含量的增加而增大, 以及 Nb 的原子半径大于 Al 的原子半径, 可以判断 Al 大部分是以间隙原子的形式存在于 Nb 中。

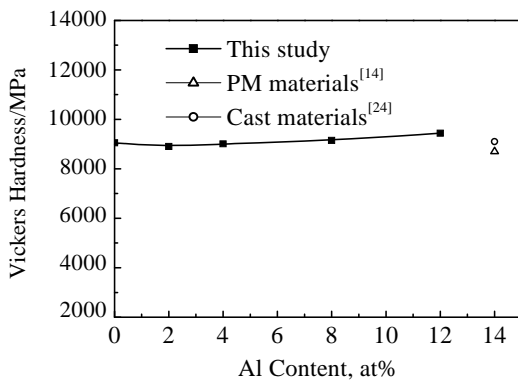


图 4 不同 Al 含量 NbCr₂ 合金的维氏硬度

Fig.4 Microhardness of the hot pressed NbCr₂ alloys as a function of Al content

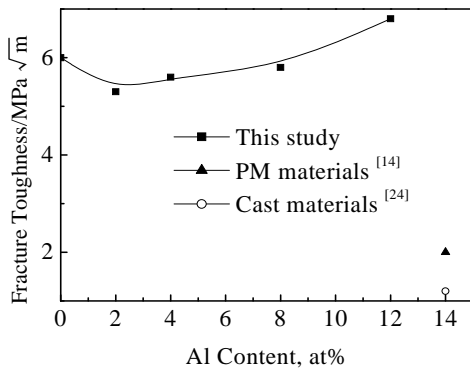


图 5 不同 Al 含量 NbCr₂ 合金的断裂韧性

Fig.5 Fracture toughness of the hot pressed NbCr₂ alloys as a function of Al content

当球磨粉经热压烧结后, 基体中主要为 Laves 相 NbCr₂。由 EDS 分析可知, Al 也主要存在于 NbCr₂ 中。由于 $R_{Cr} < R_{Al} < R_{Nb}$, Liu 等人^[6]认为 Al 既可以取代 NbCr₂ 中 Cr 的位置, 也可以取代 Nb 的位置, 而且他认为 Al 更倾向于取代 Nb 的位置。在本试验中, 随着 Al

含量由 0 增加到 12at% 时, Laves 相 NbCr₂ 的晶格常数相应由 0.69873 nm 增大到 0.69993 nm。而 Laves 相具有典型的拓扑密排结构, 空间填充度很高, 没有能够容纳 A、B 原子的间隙位置。因此, Al 很难以间隙原子固溶于 Laves 相 NbCr₂ 中。因此, 结合 EDS 分析及 NbCr₂ 的晶格常数的变化可知, Al 取代了 Laves 相 NbCr₂ 中 Cr 的位置。当 Al 含量由 0% 增加到 12at% 时, Al 取代 Cr 的量也越来越多。过剩的 Cr 原子可能占据自己的点阵位置, 从而在另一原子点阵位置上形成结构空位(Constitutional Vacancies); 或占据另一原子的点阵位置, 形成反位置点缺陷(Anti-Site Substitution)。因此, 在 Laves 相中的可能出现的点缺陷要么为结构空位, 要么为反位置点缺陷。

表 3 合金元素的原子半径、电子浓度及可能形成的 Laves 相
Table 3 Atomic size and electron concentration (*e/a*) of alloying elements together with the stability of NbX₂ Laves phase

Element	Goldschmidt radii/nm	<i>e/a</i>	NbX ₂
Nb	0.147	5	-
Al	0.143	3	None
Cr	0.128	6	NbCr ₂

晶体结构中的点缺陷可引起固溶强化效果。如对不同 Nb 含量的 Laves 相 NbCr₂ 和 NbFe₂ 的硬度测试表明, 当成分偏离化学配比时, 硬度逐渐增大, 这种硬化效果是由于反位置缺陷所致^[20]。但对 Laves 相的反位置缺陷硬化机制目前尚不清楚。有关研究表明, 反位置缺陷虽然引起 Laves 相合金硬化, 但对断裂韧性无害^[2]。Hazzledine 等人^[8]指出, Laves 相中的空位有助于同步剪切变形机制的进行, 从而引起变形能力和断裂韧性提高。但这种效果与空位浓度有较大关系。当空位浓度较低时, 不会引起断裂韧性提高。例如, Laves 相 NbCr₂ 合金从 1400 °C 高温淬火产生的空位浓度小于 0.4%, 它对断裂韧性没有起到改善和提高的作用^[2]。所以, 在本试验中, 随着 Al 含量的增加, 硬度有所增加, 但断裂韧性变化不大。当 Al 添加量达到 12at% 时, 其合金内部点缺陷浓度随之增加, 所以断裂韧性得到了得高, 高于未加合金的 NbCr₂ 合金。

虽然原子尺寸因素在 Laves 相的形成中起主要作用, 而电子浓度在确定晶体结构类型和相稳定性方面起着较重要的作用。当保持原子半径比不变时, 改变电子/原子(*e/a*)比例, 当 *e/a* 比达到一定的极限时, 将发生相变。如 Zhu^[21]提出了 *e/a* 在不同的范围内 Laves

相 NbCr₂ 存在着不同的相结构。当 $e/a \leq 5.76$ 时, NbCr₂ 为 C15 结构; 当 $5.76 \leq e/a \leq 5.76$ 时, NbCr₂ 为 C36 或其他中间相结构; 当 $5.88 \leq e/a \leq 7.53$ 时, NbCr₂ 为 C14 结构; 当 $7.53 \leq e/a \leq 7.65$ 时, NbCr₂ 为 C36 或其它中间相结构; 当 $8 < e/a$ 时, NbCr₂ 结构不确定。

电子结构复杂使位错运动 Peierls 力变大, 而解理面断裂应力变小, 因而优先发生脆性断裂。在 Laves 相中, 电子结构含有高的共价键结合因素, 金属键结合因素相对较弱, 从而导致键强较高, Laves 相脆性较大。而且具有拓扑密排(TCP)结构的 Laves 相的原子间距极短, 原子外层电子之间的相互作用强烈, 可以产生电子迁移, 此时电子浓度起着重要的作用。如 Nb 是第 VB 族, 具有的 $d+s$ 层电子结构为 $4+1$ 。而 Cr 为第 VIB 族元素, 它的加入可增加 Nb 的外层电子浓度, 因此, 使位错更难移动。Al 为 IIIB 族元素, 它可减少 Nb 的外层电子浓度, 从而可较好地软化。表 4 说明了当 Al 添加量由 2at% 增加到 12at% 时, 合金的核外电子浓度 e/a 由 5.61 减小到 5.35, 而断裂韧性由 5.3 MPa \sqrt{m} 提高到 6.8 MPa \sqrt{m} 。

表 4 Cr-Nb-Al 三元合金系不同成分时的断裂韧性值

Table 4 Compositions and fracture toughness for Nb-Cr-Al Alloys

Composition, at%			Processing	e/a	K_{IC}
Nb	Cr	Al		Electrons	(MPa \sqrt{m})
33.3	66.60	-		5.67	6.0
32.7	65.30	2		5.61	5.3
32.0	64.00	4	MA+HP	5.56	5.6
30.7	61.30	8		5.45	5.8
29.3	58.70	12		5.35	6.8

而且, 从图 5 中还可以看出, 本试验所制备合金的断裂韧性要远远好于熔铸合金。这主要是由于机械合金化和热压烧结制备工艺可使合金晶粒细化。如陈新亮^[22]等人研究机械球磨方法制备的 Al-10%Ti(质量分数)混合粉末的组织 and 热稳定性发现, 粉末颗粒尺寸得到有效的细化, 并且随着球磨时间越长, 生成金属间化合物所需的反应激活能也越低。随着晶粒的细化, 界面增多, 将使晶界滑移的机会增多; 同时, 由于细化晶粒, 单位体积中的晶粒数量越多, 金属总的变形量可以分布在更多的晶粒中, 晶粒间的变形也比较均匀, 而减少了应力集中, 减少或推迟了显微裂纹的形成和发展, 从而提高了塑性。何玉定等人^[23]应用机械活化热压合成 Laves 相 TiCr₂, 发现机械合金化 20 h 的 Ti-Cr 粉末体在 1400 °C 热压后可得到成分、组织均匀的 Laves 相 TiCr₂ 基合金, 而且由于细化了晶粒, 其

室温抗压断裂强度高达 2308 MPa, 抗压断裂塑性应变达到 1.42%。

4 结 论

1) 经 20 h 球磨后, 合金元素 Al 固溶于 Nb 中; 经热压烧结后, Al 主要占据了 Laves 相 NbCr₂ 金属间化合物中 Cr 原子的晶格位置, 从而形成了反位置缺陷。

2) 随着合金元素 Al 的加入, 合金组织变得更均匀、细小。

3) 合金元素 Al 在一定程度上改善了 NbCr₂ 合金的硬度, 而对合金的断裂韧性影响不大; 当 Al 含量达到 12at% 时, 合金断裂韧性达到了 6.8 MPa \sqrt{m} , 远远高于熔铸合金的断裂韧性。

参考文献 References

- [1] Zhong Zengyong (仲增庸), Ye Hengqiang (叶恒强). *Intermetallic Compound*(金属间化合物)[M]. Beijing: China Machine Press, 1992: 1
- [2] Liu C T, Zhu J H, Brady M P *et al.* *Intermetallics*[J], 2000, 8(9~11): 1119
- [3] Jiang C. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(5): 1599
- [4] Lu Shiqiang(鲁世强), Huang Boyun(黄伯云), He Yuehui(贺跃辉) *et al.* *Materials Review* (材料导报)[J], 2003, 17(1): 11
- [5] Zheng Haizhong(郑海忠), Lu Shiqiang(鲁世强), Xiao Xuan (肖璇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2006, 36(1): 178
- [6] Liu C T, Tortorelli P F, Horton J A *et al.* *Mater Sci Eng*[J], 1996, A 214(1~2): 23
- [7] Chu F, Pope D. *Mater Sci Eng*[J], 1993, A170(1~2): 39
- [8] Hazzledine P M, Pirouz P. *Scripta Metallurgica et Materialia* [J], 1993, 28(10): 1277
- [9] Takeyama M, Liu C T. *Mater Sci Eng*[J], 1991, A132: 61
- [10] Fujita M, Kaneno Y, Takasugi T. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 424(1~2): 283
- [11] Kumar K S, Pang L, Horton J A *et al.* *Intermetallics*[J], 2003, 11(7): 677
- [12] Chen K, Millen S M, Livingston J D. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38: 657
- [13] Chan K S, Davidson D L. *JOM*[J], 1996, 48(9): 62
- [14] Davison D L, Chan K S, Anton D L. *Metall Mater Trans*[J], 1996, A27: 3007
- [15] Lu Shiqiang(鲁世强), Huang Boyun(黄伯云), He Yuehui(贺跃辉). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2003, 24(6): 568

- [16] Lu Shiqiang(鲁世强), Xiao Xuan(肖璇), Li Xing(李鑫) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1535
- [17] Chu F, He Y, Thoma D J et al. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 33(8): 1295
- [18] Ohta T, Nakagawa Y, Kaneno Y et al. *J Mater Sci*[J], 2003, 38: 657
- [19] Zhu C J, Ma X F, Zhao W et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51: 993
- [20] Zhu J H, Pike L M, Liu C T et al. *Acta. Mater*[J], 1999, 47(7): 2003
- [21] Zhu J H, Liaw P K, Liu C T. *Mater Sci Eng*[J], 1997, (A239~240): 260
- [22] Chen Xinliang(陈新亮), Wu Ping(吴萍), Zhao Ci(赵慈) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 443
- [23] He Yuding(何玉定), Qu Xianhui(曲选辉), Huang Baiyun(黄伯云). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 1998, 8(4): 568

Effects of Al on the Microstructure and Fracture Toughness of NbCr₂ Alloys

Zheng Haizhong^{1,2}, Lu Shiqiang¹, Zhu Jianye¹, Zhou Wei¹

(1. Nanchang Hongkong University, Nanchang 330063, China)

(2. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: NbCr₂ alloys of Laves phase were prepared by mechanical alloying and hot pressing, and the influences of Al on the microstructure and mechanical properties, especially fracture toughness, of NbCr₂ alloys were studied. The results show that the alloying element Al mainly exists in the Cr site in the NbCr₂ Laves phase. The hardness of NbCr₂ alloys increases slightly with the increase of Al adding amount, but no obvious effect on the fracture toughness for the NbCr₂ alloys. At a higher Al adding level (i. e. 12 at%), the fracture toughness of the NbCr₂ alloy is $6.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a higher value than that of the cast alloys ($1.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Key words: laves phase NbCr₂; alloying; fracture toughness; hardness

Biography: Zheng Haizhong, Candidate for Ph. D, Lecturer, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, E-mail: haizhongzheng@tom.com; Corresponding Author: Lu Shiqiang, Ph. D., Professor, Tel: 0086-791-3863039