

真空退火对原位 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 增强复合材料性能的影响

Effect of vacuum annealing on performances of
in-situ Al_2O_3 reinforced Fe-Cr-Ni composites

陈 畅^{1,2}, 张如意¹, 史思涛¹, 马奋天¹

(1 西安建筑科技大学 材料科学与工程学院, 西安 710055;

2 西安建筑科技大学 省部共建西部绿色建筑国家

重点实验室, 西安 710055)

CHEN Chang^{1,2}, ZHANG Ru-yi¹, SHI Si-tao¹, MA Fen-tian¹

(1 College of Materials Science and Engineering, Xi'an University

of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China; 2 State Key

Laboratory of Green Building in Western China, Xi'an University

of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

摘要: 铁铬镍合金具有良好的高温强韧性和抗蠕变性, 被广泛应用于制造航空发动机、工业燃气轮机等设备。利用原位合成和热压烧结工艺制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料。为减少脆性相对复合材料性能的影响, 将热压烧结试样在 1000 °C 下真空保温 2 h 后退火。采用 XRD 和 SEM 等测试方法, 研究热处理后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料的微观结构和常温力学性能。结果表明: $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料主要由 Fe-Cr-Ni 合金相、Fe-Cr 相和 Al_2O_3 陶瓷增强相组成。热压烧结试样的维氏硬度、抗弯强度和断裂韧度分别为 4.16 GPa、298.31 MPa 和 8.04 MPa · m^{1/2}。经 1000 °C 高温热处理后, 复合材料中 Fe-Cr 相发生奥氏体转变和合金基体晶粒长大, 导致硬度下降至 2.98 GPa。Fe-Cr-Ni 合金基体中韧性相含量和基体连续性增加, 使该复合材料的抗弯强度和断裂韧度明显上升, 其值分别为 459.33 MPa 和 12.81 MPa · m^{1/2}。

关键词: 陶瓷颗粒增强金属基复合材料; 原位合成; Fe-Cr 相; 真空退火; 性能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2019.000998

中图分类号: TG13 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2021)01-0089-06

Abstract: Fe-Cr-Ni alloys were widely applied to produce aero-engine, industrial gas turbine and other equipments because of their high temperature strength and toughness and creep resistance. *In-situ* $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ composites were prepared by hot pressing sintering process and *in-situ* synthesis method. In order to reduce the effect of brittle phase on the properties of composites, the prepared samples were kept in vacuum for 2 h at 1000 °C. Effect of heat treatment on microstructures and mechanical properties of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ composites at room temperature was investigated by XRD and SEM. The results show that $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ composites are mainly composed of Fe-Cr-Ni alloy phase, Fe-Cr phase and Al_2O_3 ceramic reinforcement phase. The Vickers hardness, bending strength and fracture toughness of the hot pressed sintered samples are 4.16 GPa, 298.31 MPa and 8.04 MPa · m^{1/2}, respectively. Austenitic transformation of Fe-Cr phase in composites results in the reduction of hardness to 2.98 GPa through high-heat treatment at 1000 °C. The values of bending strength and fracture toughness increase obviously with the increasing of the ductile phase contents in the alloy matrix, which are 459.33 MPa and 12.81 MPa · m^{1/2}, respectively.

Key words: ceramic particle reinforced metal matrix composite; *in-situ* reaction; Fe-Cr phase; vacuum annealing; performance

耐热合金具有良好的化学稳定性、高温强韧性和抗热震等特性, 在航空、舰艇和工业燃气轮机的高温部

件(叶片、喷嘴及燃烧室等)、航天飞行器和火箭发动机、石油化工设备和发电机组等应用场合具有独特优

势^[1-2],但是随着耐热合金工作条件越来越苛刻,单一的耐热合金逐渐无法满足要求,需要对耐热合金的性能进行增强,如提高耐热合金的高温尺寸稳定性等。陶瓷增强金属基复合材料具有高比强度和比模量、高导热和导电性、良好耐磨性、低热膨胀系数和良好尺寸稳定性等性能,可在高温环境下保持良好的使用性能^[3-4]。在耐热合金中加入陶瓷增强相是提高抗蠕变性的有效途径^[5-6]。引入陶瓷增强相的传统方法,如搅拌铸造法、流变铸造法以及螺旋挤压法等,存在着界面结合力薄弱、能耗高、分散不均等缺点。原位反应法是在制备复合材料的过程中,通过反应原位生成增强相的方法来改善单一金属合金性能^[7-10]。原位反应法制备的陶瓷增强金属基复合材料界面干净并且结合力强^[11],具有优异的物理性能。在以往的研究^[12-16]中,采用原位反应工艺已成功制备微米级、纳米级或微-纳复合氧化铝增强铁铬镍复合材料。但对于获得的金属基复合材料而言,原位反应后合金中总是会有 Fe-Cr 相存在。Fe-Cr 相属于硬质脆性相,不利于提高材料的抗弯强度和断裂韧度,因此需要通过热处理工艺降低铁铬镍合金基体中的 Fe-Cr 相。根据 Fe-Cr 二元合金相图^[17]可知,当铬的含量小于 12%(质量分数,下同)时,Fe-Cr 相在 900~1300 ℃ 区间存在着奥氏体转变区,可以通过真空退火热处理方式改变金属基复合材料中 Fe-Cr 脆性相的含量,以调整基体的力学和切削性能。本工作选取以往研究中获得的复合材料性能最优的原材料和配比,设计原材料通过原位反应生成增强相的方法来实现材料强韧化和近净成形的有机结合,并采用热压工艺制备 Al₂O₃ 增强 Fe-Cr-Ni 复合材料。对制备好的复合材料进行高温热处理,研究真空退火前后 Al₂O₃ 增强 Fe-Cr-Ni 复合材料物相组成和微观结构对复合材料物理性能和力学性能的影响。

1 实验材料与方法

本实验选用 Al₂O₃ 作为陶瓷增强相,铁基高温合金(相当于美国 ASTM 标准的 UNS N08031)作为合金相^[11]。依据反应式(1)制备 Al₂O₃ 颗粒增强 Fe-Cr-Ni 复合材料,研究烧结试样的微观结构对其力学性能的影响。再将制备的 Fe-Cr-Ni 复合材料进行高温热处理,研究热处理前后 Fe-Cr-Ni 复合材料微观结构的变化。根据反应式(1),具体反应热焓 Δ*H* 和原位生成氧化物含量如表 1 所示。实验所用原料的性质如表 2 所示。

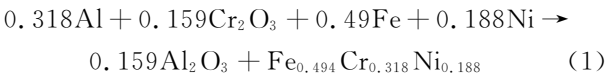


表 1 铝和金属氧化物的反应热焓以及
复合材料中 Al₂O₃ 的含量

Table 1 Enthalpy of thermite reactions between Al and metal oxide species and Al₂O₃ content in the composites

Sample	Oxide	Δ <i>H</i> /(kJ·mol ⁻¹)	Mass fraction of Al ₂ O ₃ / %
Al ₂ O ₃ /Fe-Cr-Ni	Cr ₂ O ₃	-565.45	22.7

表 2 实验原料性质

Table 2 Properties of the raw materials

Raw material	Grain size/ μm	Purity/%	Molecular mass	Density/ (g·cm ⁻³)	Melting point/℃
Al	75	99.9	27	2.70	660
Cr ₂ O ₃	75	99.9	152	5.21	2266
Fe	75	99.9	56	7.86	1538
Ni	75	99.9	59	8.90	1453

按反应式(1)的化学计量分别称取一定量的 Al, Fe, Ni 和 Cr₂O₃ 粉(参照表 2)。在配制好的粉料中加入适量丙酮,以防止原始粉料在混合过程中因温度过高而被氧化。采用 Al₂O₃ 球作为球磨介质,将含有丙酮的原始粉料装入尼龙罐中湿磨 24 h,使其混合均匀。混合结束后,将粉料中的丙酮进行低温挥发,随后将粉料放入干燥炉进行 110 ℃×48 h 保温处理。将干燥混合粉体过 75 μm 网筛后装入石墨压模中,使用 45 t 快速成型机在 5 MPa 下预压得到初坯。随后将初坯放入热压炉中进行烧结,烧结温度为 700 ℃,压强为 30 MPa,保温时间为 2 h。烧结过程中试样内部发生原位铝热反应,最终制备出 Al₂O₃/Fe-Cr-Ni 复合材料。待试样完全冷却后,将试样真空加热至 1000 ℃,升温速率为 10 ℃/min,保温时间为 2 h。获得的试样直径为 30 mm,厚度为 5 mm。采用线切割将试样制成 3 mm×4 mm×25 mm 条状后,在内缘切片机上对条状试样沿宽度方向预制裂纹,并使切口的宽度≤0.2 mm,深度为(0.5*D*±0.1) mm,其中 *D* 为条状试样的宽度。使用 Instron-1195 万能试验机测试样品的三点抗弯强度和断裂韧度,压轴跨距为 16 mm,加荷速率为 0.5 mm/min。其中在测试断裂韧度 *K_{IC}* 时,保证切口裂纹扩展方向与热压方向垂直;用 HV-5 型小载荷维氏硬度仪测定样品的维氏硬度,在磨平、抛光且垂直热压方向的样品表面压入维氏压头,压痕载荷为 5 kg,保压时间为 30 s,用显微刻度仪测得正方形压痕的两条对角线长度,求得样品的维氏硬度;采用 RIGAKUD/MAX-2400 型 X 射线衍射仪分析样品的物相组成;用 S-2700 型扫描电子显微镜观察试样的断面形貌。

2 结果与分析

2.1 热处理对产物相组成的影响

热处理前后试样的 XRD 谱图如图 1 所示。图 1(a)为烧结温度 700 ℃、保温 2 h 时, $\text{Al}+\text{Fe}+\text{Ni}+\text{Cr}_2\text{O}_3$ 混合粉末经 30 MPa 初压成坯后热压反应烧结试样的 XRD 谱图。可知, 烧结试样由 Al_2O_3 陶瓷增强相、Fe-Cr 相、 $\text{Fe}_{0.7}\text{Cr}_{0.19}\text{Ni}_{0.11}$ 、 $\text{Fe}_{0.36}\text{Cr}_{0.70}\text{Ni}_{2.90}$ 合金相组成, 且初始粉料反应完全, 无 Al 剩余。说明原材料 Al 和 Cr_2O_3 粉末通过原位反应生成高强度、高硬

度和耐高温的氧化铝, 并且铝热反应释放出的大量热量促使 Fe、Ni 和生成的 Cr 合金化, 其中 Fe-Cr 相为脆性相, $\text{Fe}_{0.7}\text{Cr}_{0.19}\text{Ni}_{0.11}$ 和 $\text{Fe}_{0.36}\text{Cr}_{0.70}\text{Ni}_{2.90}$ 合金为韧性相。图 1(b)为烧结试样进行 1000 ℃真空保温 2 h 热处理后试样的 XRD 谱图。可知, Al_2O_3 陶瓷相含量及结晶程度在热处理前后没有发生明显变化, 合金基体中 Fe-Cr 相结晶程度和含量下降, $\text{Fe}_{0.7}\text{Cr}_{0.19}\text{Ni}_{0.11}$ 和 $\text{Fe}_{0.36}\text{Cr}_{0.70}\text{Ni}_{2.90}$ 合金成分发生变化, Fe-Cr-Ni 合金的相对质量分数增加, 这可能是由于 Fe-Cr 相中部分铁、铬原子进入 Fe-Cr-Ni 相面心立方晶格中导致的。

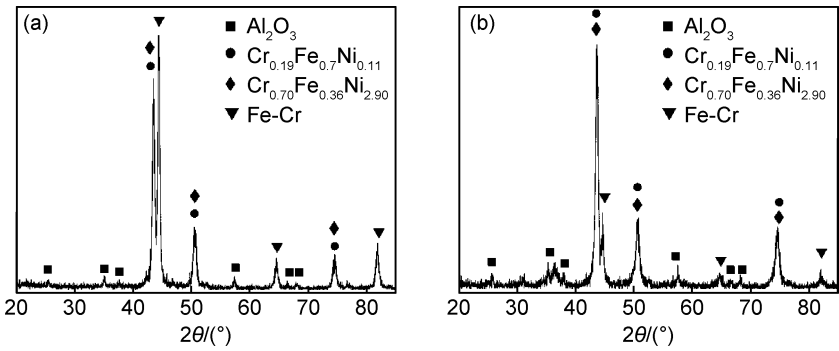


图 1 热处理前后试样 XRD 谱图 (a)烧结试样;(b)热处理试样
Fig. 1 XRD patterns of the samples before and after heat treatment (a)sintered sample;(b)heat-treated sample

表 3 为烧结试样组成物相的空间群与元素含量表,图 2 为 Fe-Cr 二元合金相图^[17]。由表 3 和图 2 可知,热压烧结生成的 Fe-Cr 相中铬含量约为 11.70%。当退火温度为 1000 ℃时,部分铁原子与铬原子由原来的体心立方晶格进入 Fe-Cr-Ni 面心立方晶格中,但是当退火温度大于或小于 1000 ℃时,铁原子与铬原子的晶格将不会或部分发生转变。综合图 1 中 Fe-Cr 相、 $\text{Cr}_{0.19}\text{Fe}_{0.7}\text{Ni}_{0.11}$ 相和 $\text{Cr}_{0.70}\text{Fe}_{0.36}\text{Ni}_{2.90}$ 相特征衍射峰强度可知,热处理后的样品中 Fe-Cr 相含量降低,Fe-Cr-Ni 相含量升高。这是由于在热处理阶段中,Fe-Cr 相发生奥氏体转变,导致面心立方相结晶程度提高,因此,热压试样在 1000 ℃保温 2 h 的过程中,Fe-Cr-Ni 合金各元素之间的比例通过原子扩散的方式进行不断改变,面心立方合金相含量逐渐增加。

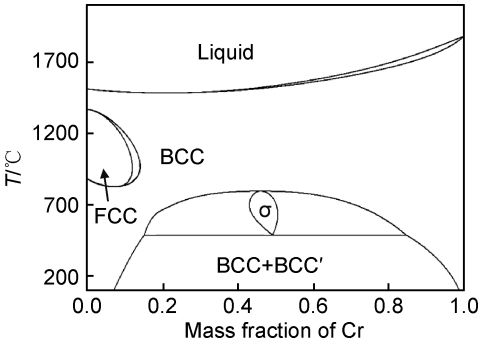


图 2 Fe-Cr 二元合金相图^[17]
Fig. 2 Fe-Cr binary alloy phase diagram^[17]

2.2 热处理对显微结构的影响

图 3 为热处理前后 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料试样断口形貌。由图 3(a)可知,热处理前合金基体晶粒细小,晶粒尺寸约为 1~2 μm ,断口中分布着大量孔隙,孔隙直径约为 2~3 μm ,大量的孔隙将降低合金相的连续性。断口形貌中可见脆性断裂留下的滑移界面,金属晶粒形貌完整,说明热处理前 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料的断裂行为以沿晶断裂主导,同时存在部分 Fe-Cr 相脆性断裂。由图 3(b)可知,金属晶粒尺寸增加,晶粒尺寸约为 2~4 μm ,晶粒为等轴晶,断口中均匀地分布着韧窝,韧窝边缘塑性变形增大,金属晶粒

表 3 烧结试样组成物相的空间群与元素含量					
Table 3 Space group and elemental content of sintered samples					
Phase	PDF number	Space group	Mass fraction/%		
			Fe	Cr	Ni
Fe-Cr	34-0396	$Im\bar{3}m$	88.30	11.70	
$\text{Fe}_{0.7}\text{Cr}_{0.19}\text{Ni}_{0.11}$	33-0397	$Fm\bar{3}m$	70.70	17.90	11.40
$\text{Fe}_{0.36}\text{Cr}_{0.70}\text{Ni}_{2.90}$	33-0945	$Fm\bar{3}m$	8.83	15.60	75.57

之间形成连续的合金相,大量连续的韧窝说明断裂行为主要为韧性断裂。这是由于制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料时原位反应释放出的热量不足以维持合金基体晶粒持续生长,导致图 3 放大图中金属晶粒细小,气孔无法通过金属晶界的移动而排除,最终留在了试样中,而经过 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 真空保温 2 h 后,Fe-Cr 相由奥氏体

转变为 Fe-Cr-Ni 合金相,为合金金属晶粒再次生长提供了物质基础。金属晶粒长大,晶界移动排除孔隙,形成较为连续的合金相。直径较小,表面能较高的金属晶粒将被尺寸较大、表面能较低的金属晶粒吸收合并,最终在试样中形成连续的组织,这一过程遵循 Oswald 熟化机制^[18]。

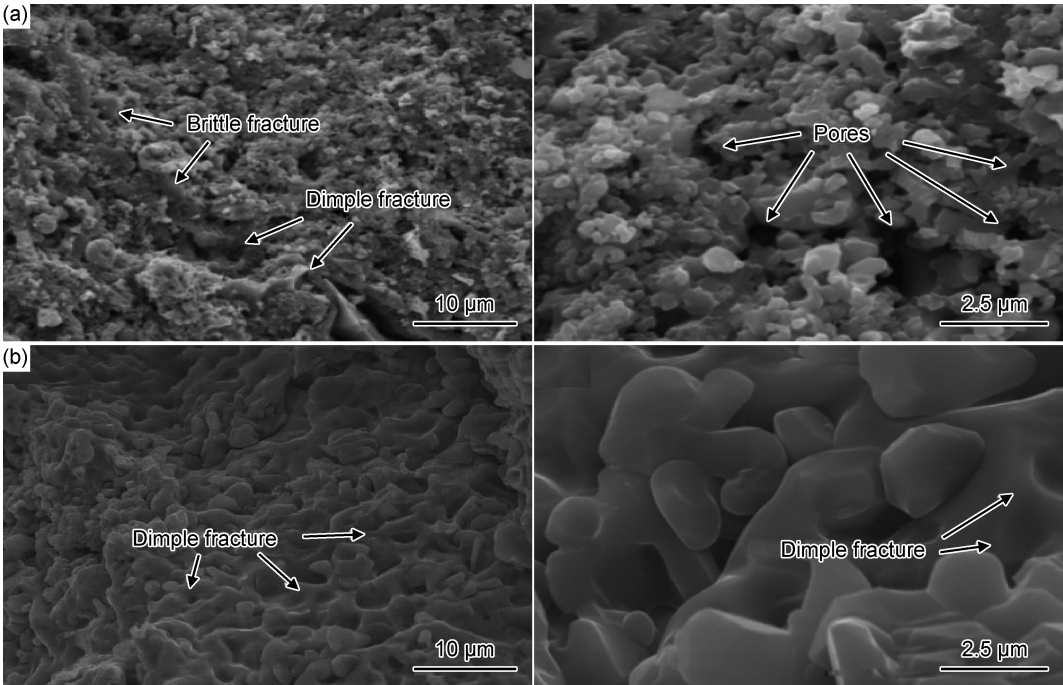


图 3 热处理前后复合材料断口形貌 (a)烧结试样;(b)热处理试样
Fig. 3 SEM fractographs of the composites before and after heat treatment (a)sintered sample;(b)heat-treated sample

2.3 热处理对常温力学性能的影响

烧结试样热处理前后的抗弯强度、硬度和断裂韧度如表 4 所示,其中 I - $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 为热压烧结制备的复合材料试样,II - $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 为热压烧结试样经过 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 真空保温 2 h 后的复合材料试样。由表 4 可知,热压烧结试样经过高温处理后硬度发生显著下降,由 4.16 GPa 降至 2.98 GPa,抗弯强度由 298.31 MPa 增长至 459.33 MPa,断裂韧度由 $8.04\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 上升至 $12.81\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。这是由于热压烧结制备的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料中脆性相 Fe-Cr 发生奥氏体转变,Fe-Cr-Ni 合金基体连续性增加,以及高温处理后的样品致密度提高所致。根据位错运动理论,位错在点阵周期场中运动时所需克服点阵阻力 $\tau_{\text{P-N}}$,在金属晶体点阵中,表达式如下^[19-22]:

$$\tau_{\text{P-N}} = \frac{2\pi G}{1-\nu} e^{-2\pi W/b} \tag{2}$$

式中: G 为剪切模量; ν 为泊松比; b 为柏氏矢量; W 为位错中心原子偏离平衡位置位移 $1/4\text{ }b$ 位错两侧的宽度范围。根据式(2)可知, $\tau_{\text{P-N}}$ 的大小主要取决于位错

宽度,位错宽度越小, $\tau_{\text{P-N}}$ 越大。Fe-Cr 相属于 $Im\bar{3}m$ 空间群,为体心立方结构,其 $\tau_{\text{P-N}}$ 稍高于面心立方结构,且体心立方结构 $\tau_{\text{P-N}}$ 随温度降低急剧升高,具有低温脆性^[23-28]。在真空保温阶段,随着 Fe-Cr 发生奥氏体转变,金属基体中脆性相的含量逐渐下降,面心立方相的增加导致金属基体塑性增加,硬度大幅度下降。热处理同时导致 Fe-Cr-Ni 合金相金属晶粒再次生长。Fe-Cr 相的奥氏体转变使得 Fe-Cr-Ni 合金基体塑性增加,宏观表现为试样抗弯强度增加,且由断口形貌图可知,试样内部金属基体晶粒尺寸增加,晶界相互接触并且融合,促使孔隙闭合,金属基体连续程度增加。在断

表 4 烧结试样热处理前后的抗弯强度、硬度和断裂韧度
Table 4 Bending strength,hardness and fracture toughness of sintered specimens before and after heat treatment

Sample	Bending strength/ MPa	Vickers hardness/ GPa	Fracture toughness (K_{IC})/ ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
I - $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$	298.31	4.16	8.04
II - $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$	459.33	2.98	12.81

裂发生时,试样通过连续相的塑性变形吸收断裂能,断裂行为以韧性断裂为主,从而促使试样断裂韧度增加。

3 结论

(1)以 $\text{Al} + \text{Fe} + \text{Ni} + \text{Cr}_2\text{O}_3$ 作为原料,设计原位反应热压制备 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ 复合材料,其物相组成为 $\text{Fe}_{0.36}\text{Cr}_{0.70}\text{Ni}_{2.90}$, $\text{Fe}_{0.7}\text{Cr}_{0.19}\text{Ni}_{0.11}$, Fe-Cr 和 Al_2O_3 ,其中 Al_2O_3 为颗粒状增强相。复合材料的硬度、抗弯强度和断裂韧度分别为 4.16 GPa、298.31 MPa 和 $8.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

(2)热压烧结试样经 1000 °C 真空保温 2 h 退火后,由于复合材料中 Fe-Cr 相发生奥氏体转变,金属基体中室温脆性相的含量下降,面心立方相含量增加,使得复合材料硬度降至 2.98 GPa,提高了材料的切削加工性能。另外,金属基体在保温过程中金属晶粒晶界接触并以等轴晶再次生长,内部孔隙逐渐闭合,促使金属基体连续性增加,复合材料抗弯强度和断裂韧度分别增长至 549.33 MPa 和 $12.81 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

参考文献

- [1] LI Y F, CHEN C, HAN T F, et al. Microstructures and oxidation behavior of NiCrAlCoY-Al composite coatings on Ti-6Al-4V alloy substrate via high-energy mechanical alloying method[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 697: 268-281.
- [2] 王明星, 周宏, 王林, 等. Y 和 Ce 对 AZ91D 镁合金显微组织和力学性能的影响[J]. 吉林大学学报(工学版), 2007, 31(1): 6-10.
WANG M X, ZHOU H, WANG L, et al. Effect of Y and Ce addition on microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy[J]. Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition), 2007, 31(1): 6-10.
- [3] HAGHSHEENAS M. Metal-matrix composites, reference module in materials science and materials engineering[M]. Burlington: Elsevier, 2016.
- [4] KLASSEN R J, HAGHSHEENAS M. Mechanical characterization of flow formed FCC alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 641: 249-255.
- [5] TJONG S C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties[J]. Advanced Engineering Materials, 2007, 9(8): 639-652.
- [6] YAR A, MONTAZERIAN M, ABDIZADEH H, et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with nano-particle MgO [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 484(1/2): 400-404.
- [7] NAGA S M, HASSAN A M, EL-MAGHRABY H F, et al. *In-situ* sintering reaction of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-LaAl}_{11}\text{O}_{18}\text{-ZrO}_2$ composite[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 54: 230-236.
- [8] TIAN W S, ZHOU D S, QIU F, et al. Superior tensile properties

of *in situ* nano-sized $\text{TiC}_p/\text{Al-Cu}$ composites fabricated by reaction in melt method[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 658: 409-414.

- [9] 黎慧开, 刘越, 王保勇, 等. 真空热压原位 Al_3Ti 增强 Mg-Al 基复合材料合成机制[J]. 复合材料学报, 2012, 29(4): 132-137.
LI H K, LIU Y, WANG B Y, et al. Fabrication mechanism of *in-situ* synthesized Al_3Ti reinforced Mg-Al matrix composites by vacuum hot-pressing[J]. Acta Materialia Composita Sinica, 2012, 29(4): 132-137.
- [10] 张伟, 姚建华, 张利春. 激光熔覆原位生成 $\text{VC-Fe}_3\text{C}/\text{Fe-Ni}$ 复合涂层的组织与性能[J]. 复合材料学报, 2017, 34(1): 142-151.
ZHANG W, YAO J H, ZHANG L C. Microstructure and properties of *in-situ* synthesized $\text{VC-Fe}_3\text{C}/\text{Fe-Ni}$ composites coating made by laser cladding[J]. Acta Materialia Composita Sinica, 2017, 34(1): 142-151.
- [11] TRAVITZKY N, KUMAR P, SANDHAGE K H, et al. Rapid synthesis of Al_2O_3 reinforced Fe-Cr-Ni composites[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 344(1/2): 245-252.
- [12] CHEN C, SHI S T, GUO Z, et al. Influence of *in-situ* Al_2O_3 content on mechanical properties of Al_2O_3 reinforced Fe-Cr-Ni alloys[J]. International Journal of Materials Research, 2019, 110(6): 577-581.
- [13] CHEN C, YU T, YANG J F, et al. Nano- Al_2O_3 reinforced Fe-Cr-Ni composites fabricated by reactive hot pressing[J]. Materials Science Forum, 2007, 544/545: 87-90.
- [14] CHEN C, YANG J F, CHU C Y, et al. Porous nano- $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ composites fabricated by pressureless reactive sintering[J]. Materials Chemistry and Physics, 2011, 128(1/2): 24-27.
- [15] 陈畅, 田东平, 杨建锋, 等. 纳米氧化铝增强多孔 Fe-Cr-Ni 基复合材料的高温性能[J]. 硅酸盐学报, 2012, 40(7): 1040-1045.
CHEN C, TIAN D P, YANG J F, et al. High temperature properties of nano-alumina reinforced porous Fe-Cr-Ni matrix composites[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2012, 40(7): 1040-1045.
- [16] 陈畅, 杨建锋, 高积强, 等. 用热压法低温快速制备微-纳米 Al_2O_3 原位增强 Fe-Cr-Ni [J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(增刊 1): 66-69.
CHEN C, YANG J F, GAO J Q, et al. Rapid preparation of micro-nano $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Cr-Ni}$ by hot-pressing at low temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(Suppl 1): 66-69.
- [17] AURÉLIE J, ERWIN P K, ERNST K. Revised thermodynamic description of the Fe-Cr system based on an improved sublattice model of the σ phase[J]. Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry, 2018, 60: 16-28.
- [18] KYOUNGDOC K, PETER W V. Ostwald ripening of spheroidal particles in multicomponent alloys[J]. Acta Materialia, 2018, 152: 327-337.
- [19] 陈进化. 位错基础[M]. 上海: 上海科技出版社, 2003.
CHEN J H. Dislocation basis[M]. Shanghai: Science and Technology Press, 2003.
- [20] 方树铭, 刘捷, 计汉容. 位错滑移运动与运动阻力辨析[J]. 云南冶金, 2013, 42(5): 66-71.

FANG S M,LIU J,JI H R. Analysis on dislocation slipping and moving resistance[J]. Yunnan Metallurgy,2013,42(5):66-71.

[21] DIETER G E. Mechanical metallurgy [M]. 3rd ed. Auckland: McGraw Hill,1986.

[22] COURTNEY T H. Mechanical behavior of materials[M]. 2nd ed. Singapore:McGraw Hill,2004.

[23] KAMIMURA Y,EDAGAWA K,TAKEUCHI S. Experimental evaluation of the Peierls stresses in a variety of crystals and their relation to the crystal structure[J]. Acta Materialia, 2013, 60 (1):294-309.

[24] YAO S,XI C. Dislocation movement over the Peierls barrier in the semi-discrete variational Peierls framework[J]. Scripta Materialia,2009,60(5):457-460.

[25] LIU G S,CHENG X, WANG J,et al. Peierls stress in face-centered-cubic metals predicted from an improved semi-discrete variation Peierls-Nabarro model[J]. Scripta Materialia, 2016, 120: 94-97.

[26] PEI Z R,EISENBACH M. Acceleration of the particle swarm optimization for Peierls-Nabarro modeling of dislocations in conventional and high-entropy alloys[J]. Computer Physics Communications,2017,215:7-12.

[27] DAVIDSON D L. Transition metal alloys:elastic properties and Peierls-Nabarro stresses[J]. Materials Science and Engineering: A,2000,293(1/2):281-291.

[28] HULL D,BACON D J. Introduction to dislocation[M]. 5th ed. Burlington:Elsevier,2011.

基金项目:省部共建西部绿色建筑国家重点实验室开放基金项目(LSKF201907);陕西省教育厅基金(18JK0469);陕西省住建厅基金(2017-K53)

收稿日期:2019-11-01;**修订日期:**2020-06-14

通讯作者:陈畅(1977—),男,副教授,博士,研究方向为建筑材料,联系地址:陕西省西安市碑林区雁塔路13号西安建筑科技大学材料科学与工程学院(710055),E-mail:changchen420@xauat.edu.cn

(本文责编:王 晶)