

## 急冷条件下 NiAl-Mo 三元共晶合金的组织形成机制\*

边文花 代富平<sup>†</sup> 王伟丽 赵宇龙

(西北工业大学应用物理系, 西安 710072)

(2012年6月7日收到; 2012年9月16日收到修改稿)

采用单辊急冷技术实现了 NiAl-Mo 三元两相共晶合金的快速凝固, 同时与常规条件下的凝固组织进行了对比研究. 实验发现, 单辊急冷的合金条带与常规条件的凝固样品均由 B2 结构的 NiAl 金属间化合物和 bcc 结构的 Mo 固溶体两相组成, 两相均具有 (110) 晶面优先生长的趋势, 并呈现出 (110)NiAl// (110)Mo 取向关系. 常规条件下得到的微观结构主要由规则的两相共晶组织组成, 形成了类似菊花状的共晶胞. 而单辊急冷条件下形成的组织结构主要是由近辊面的柱状晶区和近自由面的等轴晶区组成的凝固组织. 理论计算发现, 合金熔体的单辊辊速由 10 m/s 增大至 50 m/s 后, 其冷却速率从  $1.01 \times 10^7$  K/s 逐渐增大到  $2.46 \times 10^7$  K/s, 冷却速率明显高于常规铸造过程, 因而形成了差别很大的凝固组织. 随着辊速 (冷却速率) 的增加, 合金条带的厚度从 54.4  $\mu\text{m}$  减小至 22  $\mu\text{m}$ , 近辊面柱状晶区的厚度所占比例也逐渐增大, 晶粒发生了明显细化.

**关键词:** 快速凝固, 三元共晶, 共晶转变, 冷却速率

**PACS:** 81.30.-t, 81.05.Bx, 64.70.-p, 82.20.Pm

**DOI:** 10.7498/aps.62.048102

## 1 引言

具有 B2 结构的 NiAl 金属间化合物具有熔点高、密度低、高温抗氧化性和高杨氏模量等优点, 因此, NiAl 金属间化合物基结构材料在高温应用领域被认为是取代 Ni 基超合金结构材料的重要材料, 近年来已成为国内外材料科学和凝聚态物理领域共同关注的研究热点<sup>[1-5]</sup>. 但是由于 NiAl 相又具有室温下较脆和高温下强度变低的不足, 在航空航天和核能工程等尖端领域还不能达到服役要求, 因此导致 NiAl 基结构材料还没有得到充分的实际应用. 研究表明, 晶粒细化和掺杂微合金化元素可以改善这一缺陷, 而深过冷快速凝固实验可以使合金发生显著的晶粒细化<sup>[6-8]</sup>. 还可以采用所谓的原位复合法 (*in-situ composite*) 将 NiAl 相和 Cr, Mo, W, Ta 等高温金属构成两相共晶的复合材料, 甚至可以选取近共晶点附近的合金成分, 形成共晶基底上镶嵌细小初生相枝晶的复合材料. 这种方法通过添加

第二相可以同时解决这两个问题. 研究发现常规条件下 NiAl-X ( $X = \text{Cr, Mo, W}$ ) 伪二元共晶合金中的 Cr, Mo, W 等第二相纤维组织能够增强 NiAl 金属间化合物结构材料的弹性、强度和韧性等力学特性<sup>[9-11]</sup>.

NiAl-Mo 三元两相共晶在近平衡凝固条件下涉及两个相的竞争形核与协同生长, 其平衡凝固条件下的共晶组织主要呈现为纤维状组织的 Mo 分布在 NiAl 基体相内. 但是在急冷快速凝固条件下, 晶体的形核和长大都发生很大的变化, 固液界面前沿的局部平衡被打破, 使得凝固组织结构发生显著的变化. 目前采用快速凝固的手段研究 NiAl 化合物的组织形成规律的研究报道还较少. 因此, 本文采用单辊急冷技术研究 NiAl-Mo 三元两相合金的快速凝固过程. 通过研究常规条件和急冷过程凝固组织形态的变化规律, 揭示不同凝固条件下 NiAl-Mo 三元共晶合金的组织特征和形成机理, 以及共晶相之间的共生生长机制.

\* 国家自然科学基金 (批准号: 50971105, 51101123)、教育部博士点基金 (批准号: 20106102120052) 和西北工业大学研究生创业种子基金 (批准号: Z2012147) 资助的课题.

<sup>†</sup> 通讯作者. E-mail: fpdai@nwpu.edu.cn

## 2 实验方法

NiAl-Mo 三元共晶合金由高纯 Ni (99.99%), Al (99.99%) 和 Mo(99.99%) 在 Ar 气保护下采用超高真空电弧炉熔炼配置而成, 每个样品的质量约为 2 g. 实验前, 把母合金装入底部开有 1 mm 喷嘴的  $\Phi 16 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$  石英试管中, 再将试管安装在单辊设备的辊轮顶部, 保持 1—2 mm 的间隙. 将系统抽真空至  $5 \times 10^{-5} \text{ Pa}$  后反充高纯 Ar 气, 利用电磁感应加热的办法将试样加热熔化. 确保合金熔体具有较好的流动性之后采用高压惰性气体将熔体经试管喷嘴吹下, 下落的熔体接触到高速旋转的辊面而快速凝固成薄带状样品.

急冷快速凝固实验可以通过改变 Cu 辊转速来调整合金熔体的冷却速率. 实验过程中辊面线速度控制在 10—50 m/s 之间. 实验结束后, 将单辊急冷法得到的合金条带按辊速不同进行分类镶嵌和抛光, 并采用 1 mL HF + 2 mL HNO<sub>3</sub> + 8 mL H<sub>2</sub>O 的腐蚀剂进行腐蚀, 以便于金相观察分析. 利用 Rigaku D/max 2500 型 X-射线衍射仪 (XRD) 和场发射扫描电子显微镜 (FEI Sirion 200) 分别对样品进行相组成和组织形貌分析表征.

## 3 实验结果与分析讨论

### 3.1 常规条件下的合金组织

常规条件下 NiAl-Mo 三元共晶合金的实验结果如图 1(a) 所示, 组织结构主要由 B2 结构的 NiAl 相和 bcc 结构的 Mo 固溶体相组成. 图 1(b) 显示为 NiAl-Mo 三元共晶合金常规条件下的宏观凝固组织, 主要由两相共晶组成的共晶胞连续生长而成. 将其组织放大观察, 则得到如图 1(c) 所示的精细的共晶组织, 图中三个共晶胞竞争长大, 可以明显看出常规条件下 NiAl-Mo 合金的凝固组织由白色的 Mo 固溶体和黑色的 NiAl 基体相组成典型的共晶组织. 由于是自由生长, 所以两相共晶组成的共晶胞的宏观生长方向具有随机性. 在不同的共晶胞内, 棒状的 Mo 镶嵌在 NiAl 基体中呈现“菊花”状的组织形态. 在共晶胞心处的 Mo 固溶体相尺寸较小, 由于结晶潜热的释放, 使得在共晶胞内部组织较外围组织更加细密一些. 此外, 凝固过程中有少数 NiAl 初生相的生成, 并且初生相作为共晶胞的形核点, 使得两相共晶依附于它快速生长, 如图 1(d) 所示.

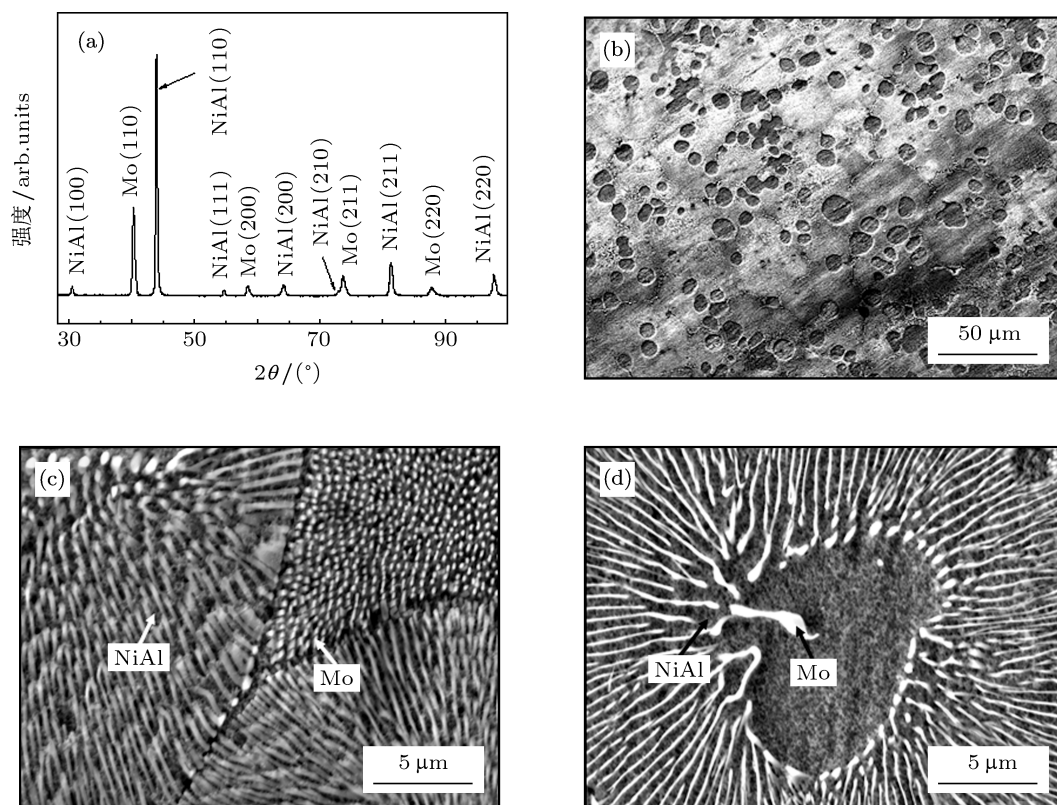


图 1 常规条件下三元 NiAl-Mo 共晶合金试样的相组成和组织结构 (a) XRD 图谱; (b) 组织形貌; (c) 共晶晶胞; (d) 初生相组织

## 3.2 单辊急冷条件下合金条带的组织演变规律

### 3.2.1 相组成和组织结构

单辊急冷条件下的凝固过程是一个亚稳快速凝固过程,对凝固样品的相组成、相结构和组织形态都有很大的影响.为了确定急冷条件下 NiAl-Mo 三元共晶合金条带的相组成,对不同辊速下的合金条带样品进行 XRD 分析,结果如图 2(a) 所示.实验发现,不同辊速下合金条带的凝固组织均由 NiAl 相和 Mo 固溶体相组成,与母合金的相组成一致,说明单辊急冷条件下没有新的亚稳相生成.从 XRD 衍射图谱上可以看出,在不同辊速条件下, B2 结构的 NiAl 相和 bcc 结构的 Mo 固溶体相最强衍射峰分别为  $(110)_{\text{NiAl}}$  和  $(110)_{\text{Mo}}$ ,这说明两个共晶相之

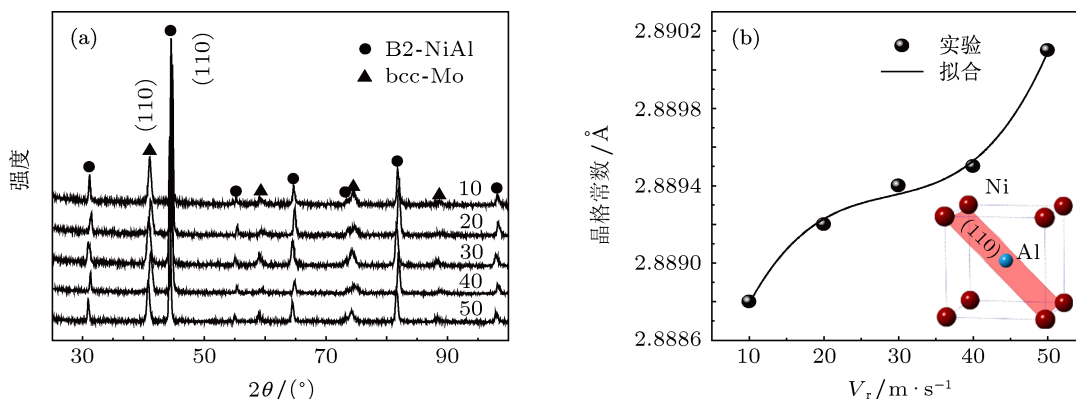


图 2 不同辊速下三元 NiAl-Mo 合金急冷条带的 (a)XRD 图谱; (b)NiAl 相的晶格常数

### 3.2.2 急冷条件下样品的凝固组织特征

通过调节单辊辊速实现三元 NiAl-Mo 共晶合金的急冷快速凝固,获得了单辊辊速从  $V_r = 10$  m/s 到  $V_r = 50$  m/s 范围内 5 个辊速的合金条带样品.图 3 所示为不同辊速对应合金条带纵剖面的凝固组织特征,其中黑色相为 NiAl 相,白色部分为 NiAl+Mo 共晶组织,如图 5(b) 所示共晶组织中的白色相为 Mo 相<sup>[14]</sup>.可以看出,近辊面和自由面区域的凝固组织具有明显的形貌差异,自由面形成了以 NiAl 相等轴晶为框架的两相共存的凝固组织,而近辊面处则形成了 NiAl 初生相的柱状晶组织.图 3(a) 是辊速为 10 m/s 时合金条带的凝固组织.整个条带在近自由面区域的微观特征形成了明显的 NiAl 初生相相等轴枝晶镶嵌在 NiAl+Mo 两相共晶基底上的组织形貌,而近辊面处则主要是 NiAl 初生相的柱状晶组织,柱状晶区域在整个条带中所占

间的协同生长具有  $(110)_{\text{NiAl}}// (110)_{\text{Mo}}$  取向关系.此外,合金条带在快速凝固时 NiAl 金属间化合物相的固溶度和有序程度发生一定的变化,导致该相的晶格常数随辊速的变化而变化.根据文献报道, B2 结构的 NiAl 金属间化合物相在不同合金体系中的晶格常数变化较大. Déutier 等<sup>[12]</sup> 在 Ni-Al-As 体系中测得 NiAl 晶格常数为 2.8874 Å; Zhang 等<sup>[13]</sup> 在 Ca-Al-Ni 体系中测得 NiAl 晶格常数为 2.8786 Å.在单辊急冷条件下快速凝固的合金条带中 NiAl 的晶格常数均大于此值,且随着辊速的增加而逐渐增大.这主要是由于 Mo 元素在快速凝固过程中固溶于 NiAl 相中引起的.此外,随着辊速的增大,冷却速度急剧增加, B2 结构的 NiAl 相晶体结构也发生一定程度的畸变.因此, NiAl 相的晶格常数随着辊速的增加而呈现逐渐增大的趋势.

体积分数较小.当辊速增加至 30 m/s 时,形成了如图 3(b) 所示的急冷凝固组织.近自由面区域的 NiAl 相等轴晶晶粒的尺寸变小,镶嵌在如图 5(b) 所示的 NiAl+Mo 两相共晶基底上,而近辊面处的柱状晶区域体积分数明显增大,柱状晶晶粒尺寸明显细化,并呈现如图 5(a) 所示的共晶组织形态.当辊速增至 50 m/s 时,近自由面处的 NiAl 相等轴晶晶粒变得非常细小,近辊面处的柱状晶区也变成非常细小的晶粒,组织发生了明显的细化,如图 3(c) 所示.

为了进一步分析组织演变规律,图 4 给出了不同辊速条件下所对应的自由面区域的组织放大照片.可以发现,近自由面区域主要形成了 NiAl 相等轴枝晶镶嵌在 NiAl+Mo 两相共晶基底的组织形貌.由于受到近辊面处的剪切力作用,使得合金熔体具有一定的离心作用,再加上近辊面和近自由面两个区域的合金熔体具有很大的温度梯度,冷速差异很

大, 导致均一的三元 NiAl-Mo 共晶合金熔体在凝固前发生了一定的宏观偏析, 进而造成了近自由面区

NiAl 相的成分相对增多, 形成了偏离过共晶合金的凝固组织 [15].

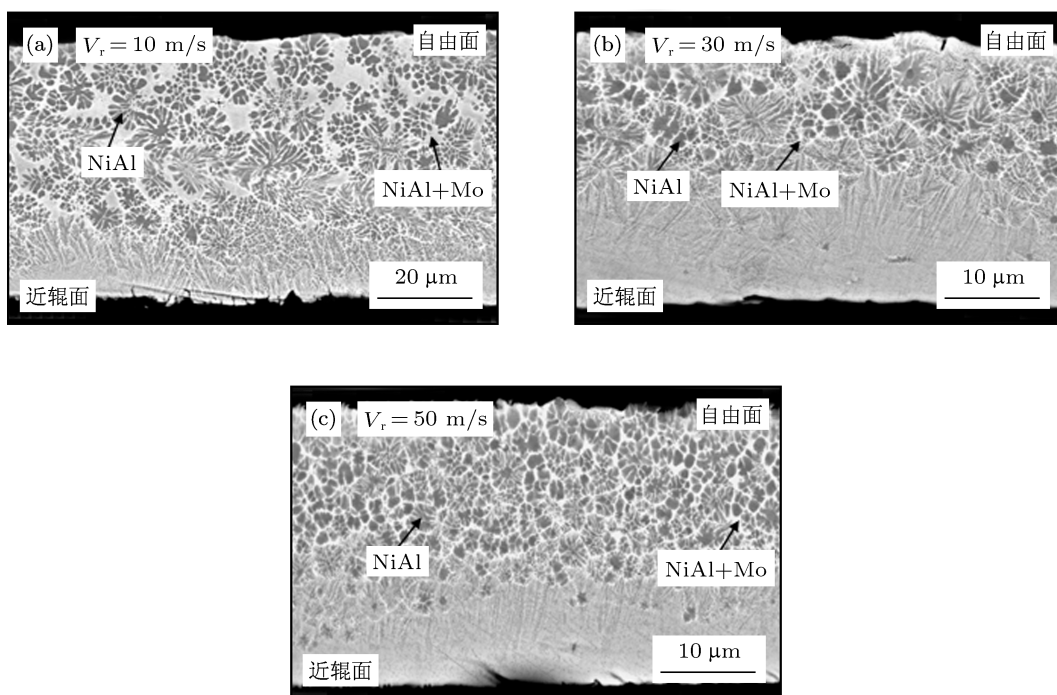


图 3 不同辊速三元 NiAl-Mo 合金急冷条带厚度截面的凝固组织

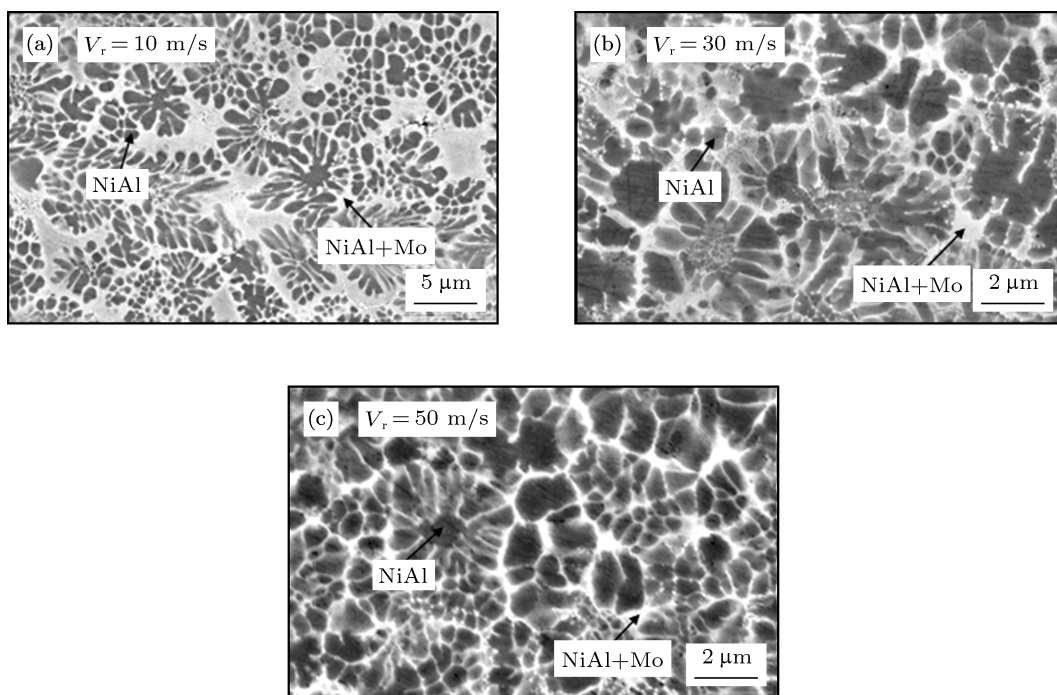


图 4 近自由面处三元 NiAl-Mo 共晶合金急冷条带厚度截面的凝固组织

图 6 为不同辊速条件下合金条带的厚度和近辊面区域形成的柱状晶厚度. 随着辊速由 10 m/s 增加到 50 m/s, 合金条带的厚度由 54.4  $\mu\text{m}$  变薄为 22  $\mu\text{m}$ , 而近辊面的柱状晶区厚度也由 20  $\mu\text{m}$  减小到 8.5  $\mu\text{m}$ . 这是由于随着辊速的增大, 合金熔体

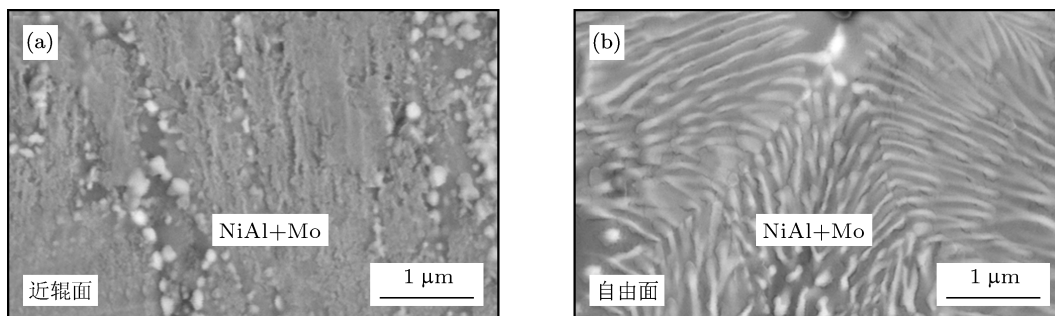


图 5 辊速为 30 m/s 三元 NiAl-Mo 合金急冷条带厚度截面 (a) 近辊面共晶组织; (b) 自由面共晶组织

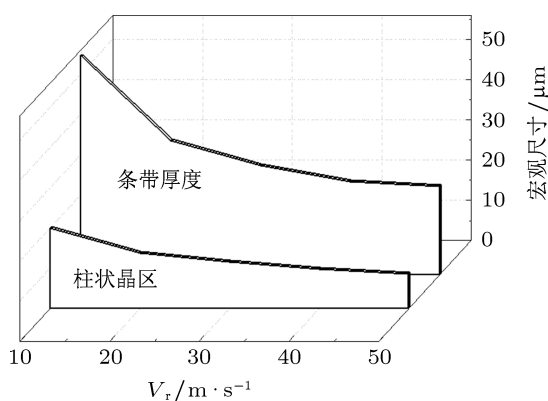


图 6 单辊急冷合金条带的宏观尺寸随辊速的变化关系

### 3.2.3 合金的传热分析

在单辊急冷条件下, 合金的热历史对理解合金的快速凝固机制具有重要的指导意义, 然而对合金熔体温度进行实时测量难度很大. 因此, 将 Navier-Stokes 方程、连续性方程和热传导方程相耦合, 对合金条带的冷却速率进行理论计算.

Navier-Stokes 方程为

$$\frac{\partial V}{\partial t} + U \frac{\partial V}{\partial y} + V \frac{\partial V}{\partial x} = \nu(T) \nabla^2 V, \quad (1)$$

$$\frac{\partial U}{\partial t} + U \frac{\partial U}{\partial y} + V \frac{\partial U}{\partial x} = g + \nu(T) \nabla^2 U, \quad (2)$$

其中  $V$  和  $U$  分别为  $x$  和  $y$  方向的分速度,  $g$  为重力加速度,  $\nu(T) = \nu_0 \exp(E/RT)$  为熔体动力学黏度系数.

浇铸到辊面上后受到的剪切力增大, 导致合金熔体在辊面上的黏附力减小, 因此, 大的辊速制备得到的合金条带厚度减小. 此外, 不同辊速对应的合金条带组织有比较大的变化, 这都同合金熔体在快速凝固过程中的传热传质相关.

连续性方程为

$$\frac{\partial U}{\partial y} + \frac{\partial V}{\partial x} = 0, \quad (3)$$

熔体和固体的热传导方程分别为

$$\frac{\partial T}{\partial t} + U \frac{\partial T}{\partial y} + V \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right], \quad (4)$$

$$\frac{\partial T}{\partial t} + V \frac{\partial T}{\partial x} = \alpha \left[ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right], \quad (5)$$

式中  $T$  为温度,  $\alpha$  为热扩散系数,  $\alpha = k/(\rho(T)C_p)$ ,  $C_p$  为热容. 计算中采用表观热容法计入结晶潜热对金属凝固过程的影响, 具体计算过程见文献 [16, 17]. 理论计算中所用物性参数如表 1 所示. 由 (1)–(5) 式理论计算了不同辊速下合金条带的冷却速率, 结果如图 7 所示. 随着辊速的增大, 合金条带冷却速率从  $1.01 \times 10^7$  K/s 增大到  $2.46 \times 10^7$  K/s. 当辊速  $V_r = 10$  m/s 时, 合金条带冷却速率为  $1.01 \times 10^7$  K/s, 条带厚度为 54.4  $\mu\text{m}$ . 合金熔体因受铜辊的激冷作用, 发生瞬间形核和快速生长, 促使晶粒在极短的时间内来不及长大就已经凝固. 同时, 熔体在快速凝固过程中释放出大量的结晶潜热, 出现再辉过程, 促使枝晶发生熔断, 形成如图 3(a) 和图 4(a) 所示的凝固组织. 在近辊面区形成了晶粒细小的柱状晶区, 厚度约为 20  $\mu\text{m}$ . 在自由面区 NiAl 相呈现粗大等轴晶形态. 这是由于在近辊面区受铜辊的激冷作用冷速较大, 沿条带厚度方向凝固层热阻逐渐增大, 冷却速率减小, 晶粒生长为粗大等轴晶. 当辊速增大为  $V_r = 30$  m/s 时, 合金条带冷却速率增大到  $2.01 \times 10^7$  K/s. 冷却速率的增大使柱状晶区厚度

所占比例有所增大. 如图 6 所示, 随辊速的增大, 合金条带的厚度逐渐减小, 而柱状晶区的厚度相对条带厚度呈增大趋势. 条带厚度的减小, 使沿条带厚度方向凝固层热阻的影响减弱, 从而自由面和近辊面冷却速率的差异减小, 促使自由面区两相共晶组织体积分数减小, 如图 3(b) 和图 4(b) 所示. 冷却速率的增大, 也促使 NiAl 相等轴晶发生细化. 当辊速继续增大到  $V_r = 50 \text{ m/s}$  时, 合金条带冷却速率增大到  $2.46 \times 10^7 \text{ K/s}$ , 条带厚度仅为  $22 \mu\text{m}$ . 冷却速率的进一步增大, 使熔体凝固过程中晶粒生长时间更短, 晶粒更加细小. 如图 3(c) 和图 4(c) 所示, NiAl 相等轴晶细化更加明显, 近辊面的柱状晶区也变成更加细密的晶粒. 可见, 随着辊速的增大, 合金条带冷却速率也随着增大, 高的冷却速率破坏了合金的平界面稳定生长, 从而改变了常规条件下的微观组织形态.

表 1 理论计算所用 NiAl-Mo 共晶合金物性参数

物理量	数值
熔体的热导率 $\lambda_L/\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	103.297
固体的热导率 $\lambda_S/\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	145.351
熔体的比热 $C_L/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	703.264
固体的比热 $C_S/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	636.997
共晶反应结晶潜热 $\Delta H/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$	$3.662 \times 10^5$
界面换热系数 $\alpha_w/\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$	$1.0 \times 10^6$
熔池高度 $H/\text{m}$	$1.0 \times 10^{-3}$
辊轮半径 $r/\text{m}$	$11 \times 10^{-2}$
液柱宽度 $L/\text{m}$	$1.6 \times 10^{-3}$
喷嘴宽度 $l/\text{m}$	$8 \times 10^{-4}$
辊轮热导率 $\lambda_w/\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	397
辊轮比热 $C_w/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	390
辊轮密度 $\rho_w/\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	$8.96 \times 10^3$
气体常数 $R/\text{J}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{mol}^{-1}$	8.3144
重力加速度 $g/\text{m}\cdot\text{s}^{-2}$	9.8

合金熔体在单辊急冷快速凝固过程中的冷却速率比常规条件下的冷速要大至少 3 个数量级, 因此其组织变化非常明显. 在常规条件下, 形成的主要是规则的共晶组织. 但是, 急冷快速凝固条件下抑制了两相之间的溶质扩散, 进而导致两相共晶的生长受到限制, 使得优先形核的 NiAl 相以等轴晶的形式在自由面生长, 而在冷速更高的近辊面处,

则形成了柱状晶组织, 占有较小体积分数的 Mo 固溶体相则主要在 NiAl 枝晶间隙生长.

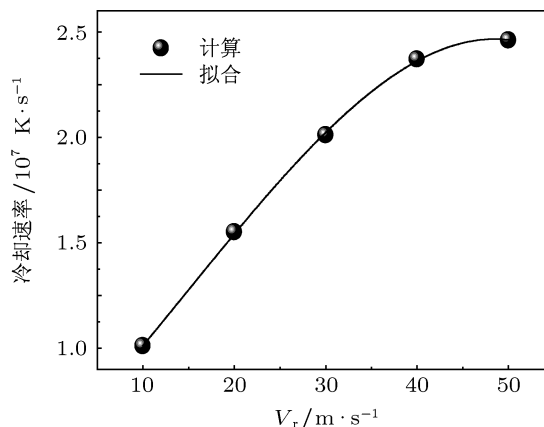


图 7 合金条带的冷却速率随辊速的变化关系

## 4 结论

1) 常规条件下 NiAl-Mo 三元共晶合金的微观组织表现为棒状的 Mo 镶嵌在 NiAl 相基体中, 形成了类似“菊花”状的共晶胞组织形态. 各相在共晶胞内部组织细小, 而在胞界上由于结晶潜热的释放使其组织变得粗大.

2) 常规条件下和单辊急冷条件下得到的合金样品均由 B2 结构的 NiAl 金属间化合物和 bcc 结构的 Mo 固溶体两相组成. 两种实验条件下两相均具有 (110) 晶面优先生长的趋势, 共晶相之间的协同生长具有  $(110)_{\text{NiAl}} // (110)_{\text{Mo}}$  取向关系. 单辊急冷条件下, 随着辊速 (冷却速率) 的增加, NiAl 相的晶格常数也逐渐增大.

3) 计算发现, 合金熔体在单辊急冷实验中的冷却速率随着辊速的增大而增大, 在 10—50 m/s 辊速范围内, 合金条带的冷却速率从  $1.01 \times 10^7 \text{ K/s}$  逐渐增大到  $2.46 \times 10^7 \text{ K/s}$ . 随着辊速 (冷却速率) 的增加, 合金条带的厚度从  $54.4 \mu\text{m}$  减小至  $22 \mu\text{m}$ .

4) 在不同辊速条件下形成的合金条带凝固组织均由近辊面的柱状晶区和近自由面的等轴晶区组成. 随着辊速增大, 虽然合金条带的厚度逐渐减小, 但是近辊面的柱状晶区厚度与条带厚度相比, 所占比例逐渐增大, 且晶粒发生了明显细化.

在实验和分析过程中得到徐锦锋教授、夏瑛超、廖霜、李留辉等同事的有益帮助, 在此谨致谢忱.

- [1] Bei H, George P G 2005 *Acta Mater.* **53** 69  
 [2] Ferrandini P, Batista W W, Caram R 2004 *J. Alloys Compd.* **381** 91  
 [3] Gao Q, Guo J T, Huai K W 2007 *Intermetallics* **15** 734  
 [4] Tang L Z, Zhang Z G, Li S S, Gong S K 2010 *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **20** 212  
 [5] Sun H P, Shen J, Zhang J F, Fu H Z 2010 *Rare Metal Mat. Eng.* **39** 1009 (in Chinese) [苏慧平, 沈军, 张建业, 傅恒志 2010 稀有金属材料与工程 **39** 1009]  
 [6] Liang Y C, Guo J T, Zhou L Z, Zhang C L, Lin J D 2010 *Mater. Lett.* **64** 1707  
 [7] Ebrahimi F, Shrivatava S 1998 *Acta Mater.* **46** 1493  
 [8] Gali A, Bei H, George E P 2010 *Acta Mater.* **58** 421  
 [9] Rablbauer R, Fischer R, Frommeyer G 2004 *Z. Metallkd.* **95** 525  
 [10] Frommeyer G, Rablbauer R, Schafer H J 2010 *Intermetallics* **18** 299  
 [11] Xie Y, Guo J T, Zhou L Z, Chen H D, Long O Y 2010 *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* **20** 2265  
 [12] Deputier S, Guerin R, Ballini Y, Guivarch A 1995 *J. Alloys Compd.* **217** 13  
 [13] Zhang Q A, Zhao G P, Hou Q Y, Wu H Y 2005 *Mater. Sci. Eng. A* **397** 113  
 [14] Dudova M, Kucharova K, Bartak T, Bei H, George E P, Somsen C, Dlouhy A 2011 *Scripta Mater.* **65** 699  
 [15] Poirier D, Salcudean M 1988 *J. Heat Transfer* **110** 562  
 [16] Xu J F, Wei B B 2004 *Acta Phys. Sin.* **53** 1909 (in Chinese) [徐锦锋, 魏炳波 2004 物理学报 **53** 1909]  
 [17] Li Z Q, Wang W L, Zhai W, Wei B B 2011 *Acta Phys. Sin.* **60** 108101 (in Chinese) [李志强, 王伟丽, 翟薇, 魏炳波 2011 物理学报 **60** 108101]

# Formation mechanism of ternary NiAl-Mo eutectic alloy under quenching condition\*

Bian Wen-Hua Dai Fu-Ping<sup>†</sup> Wang Wei-Li Zhao Yu-Long

(Department of Applied Physics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(Received 7 June 2012; revised manuscript received 16 September 2012)

## Abstract

The rapid solidification of ternary NiAl-Mo eutectic alloy is investigated by using melt-spinning technique, and the conventional casting is also carried out for a comparison study. The phase constitutions of the alloy samples obtained from different experiments each include both B2-NiAl intermetallic and bcc-Mo solid solution, which are both presented in the  $\langle 110 \rangle$  priority growth direction. The growth orientation relationship of the coupled two eutectic phases are obtained to be  $(110)_{\text{NiAl}} // (110)_{\text{Mo}}$ . The cast alloy is composed mainly of two regular eutectic phases in structure and exhibits daisy-like eutectic cells. However, the melt-spinning ribbons show the microstructures of the columnar grain near the roller surface zone and the equiaxed grain near the air zone. With the wheel speed increasing from 10 m/s to 50 m/s, the cooling rate of the alloy ribbons increases from  $1.01 \times 10^7$  K/s to  $2.46 \times 10^7$  K/s, while the thickness of alloy ribbons decreases from 49.4  $\mu\text{m}$  to 22  $\mu\text{m}$ . Meanwhile, the volume fraction of columnar grain zone increases gradually, and the grains are refined obviously. The cooling rate in the melt-spinning experiment for alloy ribbon is obviously higher than that in the conventional casting test, which leads to a significant difference in solidification microstructure between two techniques.

**Keywords:** rapid solidification, ternary eutectic, eutectic transformation, cooling rate

**PACS:** 81.30.-t, 81.05.Bx, 64.70.-p, 82.20.Pm

**DOI:** 10.7498/aps.62.048102

\* Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 50971105, 51101123), the Doctoral Programs Foundation of Ministry of Education of China (Grant No. 20106102120052), and the Graduate Starting Seed Fund of Northwestern Polytechnical University, China (Grant No. Z2012147).

<sup>†</sup> Corresponding author. E-mail: fpdai@nwpu.edu.cn