

Laves相 Cr₂Nb-20Ti 合金定向凝固组织与取向生长

薛云龙, 李双明, 李克伟, 张 婷, 傅恒志

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘要: 考察了 Cr₂Nb-20Ti (原子分数, 下同) 合金在 5, 10, 20, 100 μm/s 4 种定向凝固速率下的组织演变, 研究表明: 各凝固速率下合金的组织均由 C15-Cr₂Nb 枝晶和枝晶间 β-Ti 构成, 高温相 β-Ti 的形成是由 Cr 起到稳定化作用所致。随着凝固速率的增加, C15-Cr₂Nb 板条枝晶逐渐分裂, 形貌由粗大板条转变为不规则多边形, 同时凝固速率越大, 扰动波长越小, 枝晶组织越细, 枝晶生长方向越偏向择优取向。实验中 C15-Cr₂Nb 的择优生长晶面为 (220), 因该晶面有较大的裸露键能, 生长时处于优势而淘汰其它生长晶面。

关键词: 三元合金; 定向凝固; 组织演变; Cr₂Nb 枝晶; 择优取向

中图分类号: TG132.3⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)02-0375-06

Laves 相 Cr₂Nb 是一种具有复杂结构的金属间化合物, 有很高的熔点 (1770 °C) 和较小的密度 (7.7 g/cm³), 1200 °C 时的屈服强度仍高达 600 MPa, 其使用温度可望超过 1200 °C, 而且由于 Cr 的存在, 该化合物具有很好的高温抗氧化性能和蠕变性能, 因而被视为是一种潜力很大的高温结构材料^[1-6]。

虽然该化合物具有作为高温结构材料的潜质, 但其很低的室温脆性是限制其工程应用的主要障碍, 因此改善其室温脆性是该化合物得以工程应用的关键^[7,8]。增强室温脆性的方法主要有合金化法^[9-12]、第二相增韧法^[13-16]等, 合金化法是通过在 Laves 相 Cr₂Nb 中添加合金化元素, 通过改变其弹性模量、晶格常数、相稳定性、堆垛层错能等来提高其变形能力, 所用的合金化元素有 V、Mo、Ti、Ni、Co、Fe、Al、Re 等, 其中 Ti 的合金化效果较好, 可使得 Cr₂Nb 单相室温断裂韧性从 1.4 MPa·m^{1/2} 提高到 9 MPa·m^{1/2}; 第二相增韧法一般是引入有韧性的金属相, 如 Cr-Cr₂Nb 和 Nb-Cr₂Nb 共晶合金, 并控制相的尺寸和形貌, 该法可显著提高合金的室温脆性, 但考虑到共晶合金中 Cr₂Nb 体积分数较小 (仅 44% 左右), 因而合金的高温力学性能并不能得到充分发挥。

除此之外, 通过改善合金凝固工艺也能提高合金的室温韧性, 如有报道采用定向凝固工艺^[17,18], 可很好的控制相的尺寸和形貌, 使第二相均匀分布于基体上, 从而得到细小均匀的增韧相和高强度、高稳定

Cr₂Nb 的自生复合材料。细小层片间距和塑性很好的增韧相能很好地阻止裂纹在 Cr₂Nb 中的扩展, 从而提高材料的断裂韧性。

为了进一步改善 Cr₂Nb 基复合材料的室温脆性, 并充分发挥 Cr₂Nb 优异的高温力学性能, 本实验研究大体积分数 Cr₂Nb 合金, 合金成分为 Cr₂Nb-20Ti (Cr₂Nb 体积分数约为 80%), 通过添加韧性金属 Ti 和采用高温梯度定向凝固工艺来控制合金定向组织和形态, 考虑到合金成分变化和 Laves 相 Cr₂Nb 复杂的晶体结构, 定向凝固下相的生长取向及凝固机理必然有所不同; 同时, 对该合金凝固组织的研究同样也会对其它高温结构材料中大体积分数金属间化合物凝固组织的控制有很好的指导意义。

1 实验

实验采用 Cr、Nb、Ti 原料的纯度分别为 99.9%、99.97%、99.5% (质量分数, 下同), 通过真空非自耗电弧炉熔配 Cr₂Nb-20Ti 铸锭, 为了防止炉内氧化, 真空度保持在 5×10⁻³ Pa 以上, 然后充入高纯 Ar 气, 为了获得成分均匀的铸锭, 实验时需要反复熔炼, 一般熔炼次数为 5 次。通过线切割在所得铸锭的中部获取直径为 3.9 mm 的圆柱棒材, 用 1000# 砂纸对圆柱棒材进行打磨, 打磨后的圆柱棒材装入直径为 4 mm 长度为 100 mm 的刚玉坩埚内进行定向凝固实验。定向凝固时为了防止材料氧化, 在设备抽完真空后充入高纯 Ar 气,

收稿日期: 2014-01-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51074127)

作者简介: 薛云龙, 男, 1987 年生, 博士, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88493264, E-mail: xyl19870716@126.com

并分别用 5, 10, 20, 100 μm/s 的速率抽拉试样。

对定向凝固后的圆柱棒试样进行线切割以获取稳态区的纵截面和横截面, 对所获得的试样进行打磨、抛光和超声波清洗, 用 D/MAX2400 型 XRD 测不同凝固速率下试样的横截面衍射图谱, 之后用化学配比为 100 mL H₂O+50 mL HF+50 mL H₂SO₄+4 mL HNO₃ 的腐蚀液对试样进行腐蚀处理, 腐蚀时间为 3~5 s, 用 OLS4000 激光共聚焦显微镜对试样进行组织分析, 得到合金横截面和纵截面金相组织, 并用带有 EDS 的 JSM-6390 扫描电镜对试样进行成分分析。

2 结果与讨论

2.1 不同凝固速率下合金的相组成

图 1 为不同凝固速率下合金横截面的 XRD 图谱。可见, 不同凝固速率下合金组织均由 C15-Cr₂Nb 和 β-Ti 两相构成, 高温相 β-Ti 并未转变成低温相 α-Ti, 这与 Cr 的稳定化作用有关。据文献[19]报道, 当稳定化系数 $\gamma \geq 2.5$ 时, 组织中 Ti 都为 β-Ti, 而稳定化系数 γ 是实际 Cr 含量与临界 Cr 含量的质量比 (临界 Cr 含量为 6.5%), 本实验合金 Cr 含量为 44.66%, 稳定化系数为 6.87, 已远远大于临界值 2.5, 因此得到的全为 β-Ti。另外, 可通过测 Ti 中 Cr、Nb 的固溶量间接确认 Ti 为 α-Ti 还是 β-Ti, 这是因为 Cr、Nb 在二者中的固溶度有很大差别, 其中在 α-Ti 中的固溶度仅为 1.72%, 而在 β-Ti 中的固溶度高达 60%, EDS 实验测得 Ti 中 Cr、Nb 的固溶量高达 48.41%, 因而这间接地验证了所得的 Ti 为 β-Ti 结构。Laves 相 Cr₂Nb 完全以 C15 结构存在, 其原因在于, C14-Cr₂Nb 到 C15-Cr₂Nb 的相转变非常迅速, 而合金元素 Ti 的加入更能促进 C14-Cr₂Nb→C15-Cr₂Nb 相变的进行[2,20]。

除此之外, 不同凝固速率下 β-Ti 的衍射峰和标准

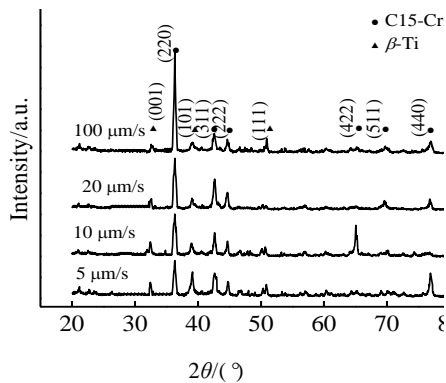


图 1 不同凝固速率下合金横截面的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of directionally solidified Cr₂Nb-20Ti alloy at different solidification rates

衍射峰相比均不同程度的向右偏移, 这可能是由于 β-Ti 中同时溶入了 Cr、Nb 原子, 且由于溶入的 Cr 较多, 导致 β-Ti 晶格常数变小, 表现为 β-Ti 的衍射峰位置向右偏移; 而各凝固速率下 C15-Cr₂Nb 衍射峰和标准衍射峰相比也均不同程度的向右偏移, 这是由于 C15-Cr₂Nb 中不同程度的溶入了 Ti, Ti 在 Cr₂Nb 中主要替代了 Nb 位[21], 且 Ti 的原子半径小于 Nb, 导致 Laves 相晶格常数变小。

2.2 不同凝固速率下合金的组织演变

图 2 和图 3 分别为不同凝固速率下合金的横截面与纵截面显微组织, 可见组织均由灰白两相构成, 通过 EDS 成分分析, 白色相中 Cr、Nb 原子数比值约为 2:1, 结合 XRD 结果可判断其为 C15-Cr₂Nb 相; 灰色相主要以 Ti 元素为主, 并不同程度的溶入了 Cr、Nb 元素, 结合 XRD 结果可知其为 β-Ti。

虽然各凝固速率下合金的相组成相同, 但组织形态有很大差异。根据凝固理论, 定向凝固条件下胞-枝转变的临界速度 V_{tr} 为[22]:

$$V_{tr} = \frac{G_L D_L}{k_0 \Delta T_0} \quad (1)$$

式中, G_L 为温度梯度, D_L 为液相扩散系数, k_0 为溶质平衡分配系数, ΔT_0 为凝固温度间隔。实验中温度梯度 G_L 大约为 250 K/cm, 液相扩散系数 $D_L=5 \times 10^{-9}$

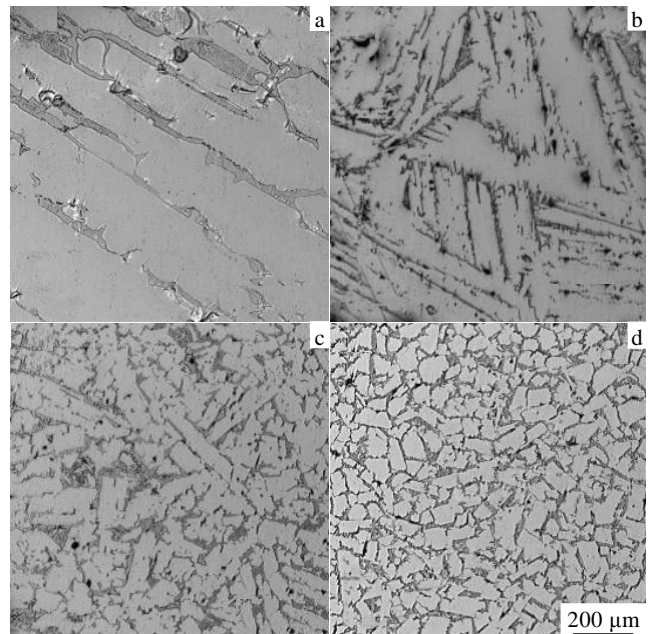


图 2 不同凝固速率下合金横截面显微组织

Fig.2 Cross-sectional microstructures of directionally solidified Cr₂Nb-20Ti alloy at different solidification rates: (a) 5 μm/s, (b) 10 μm/s, (c) 20 μm/s, and (d) 100 μm/s

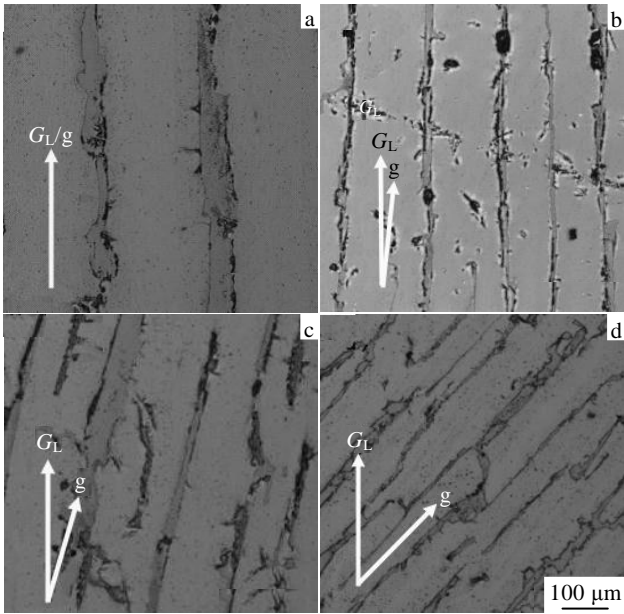


图 3 不同凝固速率下合金纵截面显微组织

Fig.3 Longitudinal section microstructures of directionally solidified Cr₂Nb-20Ti alloy at different solidification rates: (a) 5 μm/s, (b) 10 μm/s, (c) 20 μm/s, and (d) 100 μm/s

m²/s, 对于 Cr₂Nb-20Ti 成分合金, $k_0 \approx 0.66$, $\Delta T_0 \approx 45$ K. 将各参数分别代入式 (1) 可得胞-枝转变的临界速率 $V_c = 4.2 \mu\text{m/s}$, 为此实验中获得的凝固组织基本上处于枝晶的范围。

由图 2a~2d 可知, 枝晶形貌随着凝固速率的增大而不断发生演变: 5 μm/s 下枝晶呈板条状且板条相互平行; 10 μm/s 下部分板条分解成不规则多边形, 此时枝晶形貌是板条和多边形的混合; 20 μm/s 下板条进一步分解, 多边形形貌枝晶进一步增多; 100 μm/s 下粗大的板条枝晶彻底分解成了不规则多边形枝晶。

枝晶形貌由粗大板条向不规则多边形的这种演变与固液界面处的干扰作用有关, 而成分过冷是扰动发展的驱动力^[23], 当凝固速率增大时, 固液界面处的成分过冷增大, 导致固液界面处的扰动增强, 使得扰动波长变小, 在稳态凝固条件下, 枝晶尺寸会选择相应的波长, 因而凝固组织细化, 这与图 2 和图 3 的显微组织相吻合。

除此之外, 由图 3a~3d 可知, 当凝固速率从 5 μm/s 增大至 100 μm/s 的过程中, 枝晶生长方向 g 与热流方向 G_L 的夹角逐渐变大, 其角度分别为 0°, 5°, 15° 和 45°, 枝晶生长方向的这种偏转与定向凝固的约束条件和 Cr₂Nb 的晶体学特性有关, 后面将分析。

2.3 C15-Cr₂Nb 枝晶的择优取向

由图 1 的 XRD 衍射图谱可知, 各凝固速率下 C15-Cr₂Nb 的衍射面及各衍射面的相对衍射强度有很大差异, C15-Cr₂Nb 的衍射峰以 (220)、(311)、(222) 晶面为主并伴随其它晶面的出现, 3 个主要晶面中 (220) 晶面的相对衍射强度较大, 并且凝固速率增大时其相对衍射强度不断增强, 100 μm/s 时 (220) 晶面的相对衍射强度已远大于其它晶面, 此时该晶面衍射峰的相对强度是次强峰(311)的 4.90 倍, 而 C15-Cr₂Nb 标准图谱中最强峰衍射强度是次强峰的 1.85 倍, 因而可认为该凝固速率下 C15-Cr₂Nb 出现了明显的 (220) 择优取向晶面。

择优取向晶面的出现与相的晶体学特性和定向凝固的约束条件有关, 约束条件可用温度梯度 (G_L) 与凝固速率 (V) 的比值 (G_L/V) 表示^[24], 该比值越大, 表示约束条件越强, 晶体生长的晶体学特性被压制; 反之, 则外界约束条件越弱, 晶体生长表现出其内在的晶体学特性。定向凝固下枝晶生长方向 (g) 由温度梯度 (G_L) 和晶体择优取向 (a) 共同控制^[25-27], 一般情况下 g 介于 G_L 和 a 之间, g 和 G_L 的夹角 (θ_g) 为一锐角 (见图 4 右下角的小图)。当 G_L 增大时, 约束条件 G_L/V 变强, θ_g 变小, G_L 足够大时 θ_g 为 0°, 外界对晶体生长的约束条件最强, 晶体生长因其晶体学特性被压制而沿着多个晶面生长; 当 V 增大时, 约束条件 G_L/V 减弱, θ_g 增大, V 足够大时, θ_g 与 θ_0 (G_L 与 a 的夹角, 一般不大于 45°) 相同, 外界对晶体生长的约束条件最弱, 晶体生长表现出其内在的晶体学特性, 对于各向异性的晶体来说, 晶体会沿着择优生长晶面生长。

图 4 为枝晶生长方向与定向凝固速率的关系。结合图 1 的 XRD 衍射图谱可知, 当凝固速率为 5 μm/s

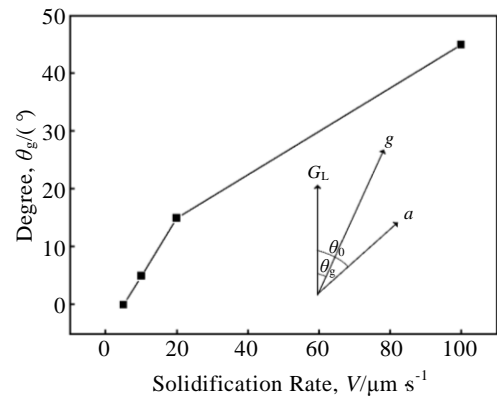


图 4 Cr₂Nb 枝晶生长方向与凝固速率的关系

Fig.4 Growth direction of the dendrite Cr₂Nb vs the solidification rate

时，枝晶生长方向与温度梯度平行，C15-Cr₂Nb 相沿着多个晶面生长，且各晶面的相对衍射峰强度相当，这是由于外界约束条件较强，C15-Cr₂Nb 相的晶体学特性被压制；当凝固速率逐渐增大时，枝晶生长方向与温度梯度的夹角逐渐增大，10 和 20 μm/s 凝固速率下其夹角分别为 5°和 15°，并且 C15-Cr₂Nb 相 (220) 晶面的相对衍射峰强度逐渐增大，这是由于外界约束条件逐渐减弱，C15-Cr₂Nb 相晶体学特性逐渐显露的结果；当凝固速率为 100 μm/s 时，由于外界约束条件进一步减弱，枝晶生长方向与温度梯度的夹角约为 45°，此时枝晶生长方向已基本与晶体择优取向方向平行，C15-Cr₂Nb 相 (220) 晶面的相对衍射峰强度变得很大，已远远大于其它晶面的相对衍射峰强度，因而可判断该速率下枝晶 C15-Cr₂Nb 相出现了明显的择优取向，其择优取向晶面为 (220)。对于 (220) 晶面是 C15-Cr₂Nb 晶体的择优取向晶面，可从该晶面的原子成键情况进行分析。

要研究不同晶面的原子成键情况，首先需了解 C15-Cr₂Nb 晶胞内 Nb、Cr 原子的配位情况。图 5a、5b 为 C15-Cr₂Nb 中 A 点阵 Nb 原子的配位情况，可见 Nb 最近邻的 Nb、Cr 数目分别为 4 和 12，最近邻的 4 个 Nb 构成包裹 A 点阵的正四面体，正四面体的棱边

长度为次近邻 Nb-Nb 原子间距；最近邻的 12 个 Cr 构成包裹 A 点阵的不规则八面体，该八面体是由 4 个正六边形和 4 个正三角形依次相间连接而成，正六边形和正四边形的边长相等且为最近邻 Cr-Cr 原子间距。图 5c、5d 为 C15-Cr₂Nb 中 B 点阵 Cr 原子的配位情况，可见 Cr 最近的 Nb、Cr 原子数目均为 6，最近邻的 6 个 Nb 形成边长相等的多边形曲面，B 点阵位于该曲面的中心位置；最近邻的 6 个 Cr 原子形成以 B 点阵为连接点的 2 个相连四面体。

依 C15-Cr₂Nb 中 Nb、Cr 原子的配位情况，可通过简单的切取得知不同晶面上每个 Nb、Cr 原子的裸露键数目，并且由于相同晶面上同种原子的裸露键数目相同，因而可通过简单乘积运算得出晶面所有原子的裸露键数目，这样就掌握了整个晶面的裸露键情况。根据 C15-Cr₂Nb (110) 晶面的原子排列^[28]可得最近邻的 Nb-Nb、Nb-Cr、Cr-Cr 原子间距，结合 C15-Cr₂Nb 的“原子间势-原子间距”关系^[29]，可得 C15-Cr₂Nb 晶胞内的最近邻的 Nb-Nb、Nb-Cr、Cr-Cr 结合键能，因而最终可得不同晶面的裸露键能。(222) 与 (422) 晶面因原子排列稀疏且晶面的裸露键能偏小，没有计入。其它晶面 (311)、(511) 和 (440) 的有效原子数、裸露键数目、裸露键能及单位面积裸露键能列于表 1。

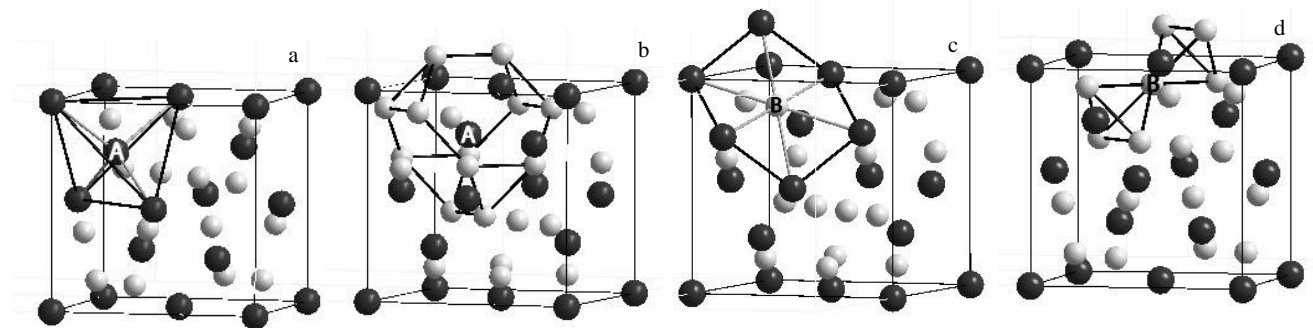


图 5 C15-Cr₂Nb 晶胞内不同原子的最近邻原子排列情况

Fig.5 Nearest atoms arrangement in C15-Cr₂Nb unit cell: (a) the nearest Nb atoms located in A position, (b) the nearest Cr atoms in A position, (c) the nearest Nb atoms in B position, and (d) the nearest Cr atoms in B position

表 1 C15-Cr₂Nb 单晶胞不同晶面的有效原子数 *N*、裸露键数 *M*、裸露键能 *E* 及单位面积裸露键能 *E'*

Table 1 Effective atom number (*N*), bare bond number (*M*), bare bond energy (*E*) and bare bond energy per unit (*E'*) of different lattice planes in a C15-Cr₂Nb unit cell

(<i>hkl</i>)	<i>N</i>	<i>M</i>	<i>E</i> /eV	<i>E'</i> /eV nm ⁻²
220	4	20	-7.220	-20.856
311	3/4	9/2	-1.785	-6.600
511	3/4	6	-2.355	-13.614
440	1	6	-1.920	-7.552

由表 1 可知，(220) 晶面与其它晶面相比有最多的有效原子数 (*N*=4) 和最多的裸露键数 (*M*=20)，因而该面具有最大的裸露键能 (*E*=-7.220 eV)，其单位面积裸露键能 *E'* 高达 -20.856 eV/nm²。晶面的界面能与晶面的成键情况密切相关，裸露键能较大时其界面能也较大，(220) 晶面单位面积的裸露键能最多，因而从动力学角度来看在生长过程中最易接受从熔体中沉积的液相原子，该面在生长过程中速度最快而处于优势，最终淘汰了其它晶面而成为 C15-Cr₂Nb 的择优生长晶面。

3 结 论

1) Cr₂Nb-20Ti 合金在 5, 10, 20, 100 μm/s 定向凝固速率下的组织均由 C15-Cr₂Nb 和 β-Ti 两相构成, 高温相 β-Ti 的形成是由于 Cr 的稳定化作用所致。

2) 随着凝固速率的增加, C15-Cr₂Nb 板条枝晶逐渐分裂, 分裂沿板条长边和短边进行, 形貌由粗大板条转变为不规则多变形, 同时凝固速率增加, 成分过冷增加, 扰动波长减小, 凝固组织变细。

3) 随着凝固速率的增加, C15-Cr₂Nb 枝晶的生长方向与热流方向的夹角逐渐增大, 枝晶生长方向越偏向择优取向。实验中 C15-Cr₂Nb 的择优生长晶面为 (220), 因该晶面有较大的裸露键能, 生长时处于优势而淘汰其它生长晶面。

参考文献 References

- [1] Kazantziz A V, Aindow M, Jones I P *et al. Acta Materialia*[J], 2007, 55: 1873
- [2] Liu C T, Zhu J H, Brady M P *et al. Intermetallics*[J], 2000(8): 1119
- [3] Von Keitz A, Sauthoff G. *Intermetallics*[J], 2002(10): 497
- [4] Machon L, Sauthoff G. *Intermetallics*[J], 1996, 4: 469
- [5] Lu Shiqiang(鲁世强), Xiao Xuan(肖璇), Li Xin(李鑫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(10): 1535
- [6] Nie Xiaowu(聂小武), Lu Shiqiang(鲁世强), Wang Kelu(王克鲁) *et al. Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2006, 27: 756
- [7] Kellou A, Grosdiaier T, Coddet T *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53: 1459
- [8] Chan K S, Davidson D L. *JOM*[J], 1996, 9: 62
- [9] Chan K S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 409: 257
- [10] Takasugi T, Yoshida M, Hanada S. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(2): 669
- [11] Davidson D L, Chan K S, Anton D L. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 27A: 3007
- [12] Thoma D J, Chu F, Peralta P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, A239-240: 251
- [13] Brady M P, Zhu J H, Liu C T *et al. Intermetallics*[J], 2000(8): 1111
- [14] Kumar K S, Pang L, Horton J A *et al. Intermetallics*[J], 2003(11): 677
- [15] Hong S, Fu C L. *Intermetallics*[J], 2001(9): 799
- [16] Kumar K S, Hazzledine P M. *Intermetallics*[J], 2004(12): 763
- [17] Yang J M, Jeng S M, Bain K *et al. Acta Materialia*[J], 1997, 45: 295
- [18] Su L F, Jia L N, Feng Y B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 672
- [19] Wang Jinyou(王金有), Ge Zhiming(葛智名), Zhou Yanbang(周彦邦). *Aerospace Titanium Alloys*(航空用钛合金)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1985: 98
- [20] Zhu J H, Liaw P K, Liu C T. *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 240: 260
- [21] Li C L, Wang B, Li Y S *et al. Intermetallics*[J], 2009, 17: 394
- [22] Hu Hanqi(胡汉起). *Theory of Metal Solidification*(金属凝固原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2007: 139
- [23] Kurz W, Fisher D J. Translated by Li Jianguo(李建国), Hu Qiaodan(胡侨丹). *Fundamentals of Solidification*(凝固原理)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2010: 48
- [24] Jie Wanqi(介万奇). *Principle and Technology of Crystal Growth*(晶体生长原理与技术)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 129
- [25] Akamatsu S, Ihle T. *Physical Review E*[J], 1997, 56: 4479
- [26] Deschamps J, Georgelin M, Pocheau A. *Euro Physics Letters* [J], 2006, 76: 291
- [27] Haxhimali T, Karma A, Gonzales F *et al. Nature Materials*[J], 2006, 5: 660
- [28] Thoma D J, Perpezko J H. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 1995, 224: 330
- [29] Röscher F, Trebin H R, Gumbsch P. *International Journal of Fracture*[J], 2006, 139: 517

Microstructure Evolution and Preferred Growth Direction of Laves Phase Cr₂Nb-20Ti Alloy during Directional Solidification

Xue Yunlong, Li Shuangming, Li Kewei, Zhang Ting, Fu Hengzhi

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The Cr₂Nb-20Ti (atomic fraction) prepared by directional solidification with the withdrawal rates of 5, 10, 20, 100 μm/s were investigated to understand the microstructure evolution of the Laves phase Cr₂Nb/Ti alloy. OM, XRD, and SEM apparatus were employed to determine the solidified phases and microstructure. The results indicate that the microstructures of directionally solidified Cr₂Nb-20Ti alloy are all consisted of C15-Cr₂Nb dendrite and interdendritic β-Ti. The formation of metastable β-Ti instead of stable α-Ti is induced by the stabilization of Cr element. With the increase in withdrawal rate and perturbation at the liquid/solid interface, the C15-Cr₂Nb dendrites are refined and the dendritic morphology evolves from the petal-like pattern at 5 μm/s to the polygon-like pattern at 100 μm/s; simultaneously, the growth direction of the C15-Cr₂Nb dendrite gradually deviates from the heat flow direction and transits to the preferred growth direction. From the XRD experimental result, it shows that the C15-Cr₂Nb dendrite exhibits the (220) preferred growth plane due to the fact that the plane (220) has the maximal bare bond energy, leading to the fast growth kinetic and elimination of other growth planes.

Key words: ternary alloy; directional solidification; microstructure evolution; Cr₂Nb dendrite; the preferred growth direction

Corresponding author: Li Shuangming, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88493264, E-mail: lsm@nwpu.edu.cn