

深过冷 Ni-B 合金再辉过程与凝固速率的研究

李卓^{1, 2}, 许军锋^{1, 2}, 樊丹丹¹, 杨长林², 坚增运¹

(1. 西安工业大学 光电功能材料与器件陕西省重点实验室, 陕西西安 710021;
2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西西安 710072)

摘要: 为研究亚共晶Ni-B合金的共晶转变机理及再辉速率与界面生长速率的关系, 采用熔融玻璃净化、循环过热的触发形核三者相结合的方法, 借助高速摄影、红外测温仪对Ni-2.51wt.%B、Ni-2.79wt.%B、Ni-3.01wt.%B亚共晶合金的共晶转变再辉行为和凝固速率进行了研究。结果表明: 当过冷度比较小时, 亚共晶Ni-B合金的共晶转变界面生长速度很慢; 但当过冷度较大时, 其生长速度又变快, 界面生长时间与熔体再辉时间随过冷度增大而减小, 且变化趋势相似, 两者的比值近似为一个定值。过冷度一定时, 再辉速率和生长速率随着B含量的增加而增大; 成分一定时, 随过冷度的增加, 三个亚共晶成分的Ni-B合金的再辉速率和生长速率都在增大, 且变化趋势一致, 两者的比值与过冷度呈反比例关系。

关键词: 冷却曲线; 深过冷; 再辉; 生长速率

作者简介:

李卓(1995-), 女, 硕士生, 主要研究方向为共晶合金凝固理论。
E-mail:1457164848@qq.com
通讯作者:
许军锋, 男, 副教授。E-mail:
xujunfeng@mail.nwpu.edu.cn

中图分类号: TG111.4
文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2020)
02-0121-06

基金项目:

凝固技术国家重点实验室开发项目(SKLS201812);
国家自然科学基金(51401156, 51671151, 51971166); 陕西省教育厅项目(18JS050)。
收稿日期:
2019-08-01 收到初稿,
2019-09-20 收到修订稿。

深过冷凝固技术是通过消除或钝化合金熔体中的异质形核衬底, 最大限度地抑制合金熔体冷却过程中的形核, 使熔体获得较大过冷度^[1]。由于凝固过程中释放的潜热被过冷熔体吸收, 大大减少了凝固过程中需要通过固相导出的热量, 因此即使冷速不高, 也可获得很大的凝固速度。对于具有足够体积的块体试样而言, 不仅可以实时测量其温度, 也可通过多种手段来获取其晶体生长速率, 由此就能建立起晶体生长速率与过冷度的定量关系^[2-3]。再辉是深过冷凝固过程中的一个显著伴生现象, 即在晶体形核与生长中, 由于结晶潜热的快速释放, 造成系统温度快速回升并伴随亮度增加的过程^[4]。

熔体的再辉行为, 即再辉速率(温度回升速率), 再辉度 ΔT_R (再辉最高温度与起始温度之差)以及再辉次数等鲜明地反映了深过冷凝固特征^[5]。经过长时间的探索与研究, 深过冷技术通常分为两大类: 一种是针对大体积液态金属的深过冷凝固方法, 玻璃吸附净化法^[6-7], 循环升温加热法^[8-10], 玻璃吸附净化法加循环升温加热法^[11]。另一种是针对微小金属液滴的深过冷凝固方法, 磁悬浮加热法^[12-13], 液滴乳化或雾化法^[14-15], 落管法^[16-17], 这几种方法的初衷是采用各种不同的技术不断降低合金凝固温度。本文对深过冷凝固过程的研究是采用高频感应循环加热并结合玻璃吸附净化法, 这种方法不用对样品进行真空处理, 降低试验成本并易于操作。

近年来, 人们已经开展了很多关于深过冷快速凝固方面的工作^[18-20]。Liu等人^[21]采用玻璃熔覆和循环过热的方法, 使大块共晶Ni78.6Si21.4合金熔体获得高达550 K的过冷度。Dong等人^[22]结合界面附着动力学和溶质捕获效应, 建立了快速耦合共晶生长模型。黄起森等人^[23]对过冷Ni-P合金的凝固行为进行了研究, 发现Ni-P合金以共晶耦合生长方式凝固时, 只发生一次再辉, 初生相为单个 α -Ni固溶体或Ni₃P化合物时, 发生两次再辉, 第二次再辉对应共晶的耦合生长。Liu等人^[24]发现Ni-4.5wt%B合金具有两种凝固方式, 在不同过冷度范围内沿不同路径发生凝固。陈豫增等人^[25]对Ni_{80.3}B_{19.7}合金再辉过程进行了研究, 发现当过冷度 $\Delta T < 112$ K, 冷却曲线上没有明显的再辉升温峰的出现; 当 112 K $< \Delta T < 323$ K, 对应的冷却曲线上出现两个明显的再辉峰; 当 $\Delta T > 323$ K, 冷却曲线上只出现一个明显的再辉升温峰。Fan等人^[26]发现

在共晶 $\text{Fe}_{82}\text{B}_{17}\text{Si}_1$ 合金深过冷凝固过程中,随着 ΔT 的增加,冷却曲线由一个再辉变为两个再辉,再变为一个再辉。郭雄等^[27]对Ni-30%Sn合金凝固组织演化及反常共晶的形成机制进行了研究,发现Ni-30%Sn合金冷却曲线存在三种不同形式。Hou等人^[28]研究了过冷度和溶质阻力对Ni-Cu合金深过冷快速凝固组织再结晶机理的综合影响,发现随熔体过冷度的增大,再结晶驱动力增大,溶质阻力减小。

以上大多研究只考虑了共晶点成分的共晶转变过冷度对相形核、生长竞争以及组织形貌的影响,很少研究非共晶成分合金在第二次转变(共晶转变)时过冷度对再辉速率及生长速率的影响。故本文通过大量试验从亚共晶成分合金的共晶转变过冷度,再辉速率和界面移动速率等方面较系统地分析了Ni-B合金的共晶转变机制,并讨论再辉速率和界面移动速率的内在联系。

1 试验制备与方法

合金的熔配和深过冷试验在同一高频感应加热装置上进行,试验装置如图1所示。试验原料为Ni(纯度99.999%)和B(纯度99.9%),熔融之前先将Ni块表面的氧化层去掉,保持样品洁净,再将B粉与纯Ni按预定比例放入清洗过的石英管中,表面用干燥氧化硼玻璃覆盖。随后将装好样品的试管置于高频感应加热炉线圈中,原位熔配成Ni-2.51wt.% B、Ni-2.79 wt.% B、Ni-3.01 wt.% B合金,并随即进行循环过热,直至获得稳定的大过冷冷却曲线。当界面暴露于空气中时及时添加 B_2O_3 玻璃粉末,防止试样氧化。在接下来的循环过程中,用耐高温金属触发针触发样品,使合金在设定的过冷度下凝固。合金在整个试验过程的热历史用红外测温仪记录,与此同时用高速摄影记录凝固过程中再辉现象,摄影速度为5 000 帧/s。

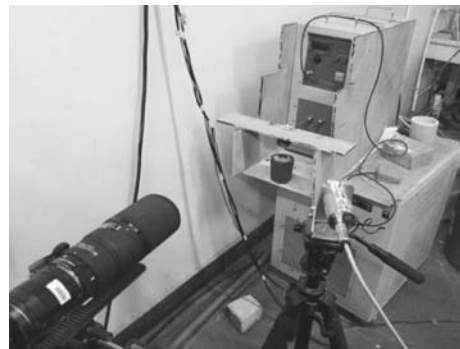
2 试验结果

2.1 温度曲线

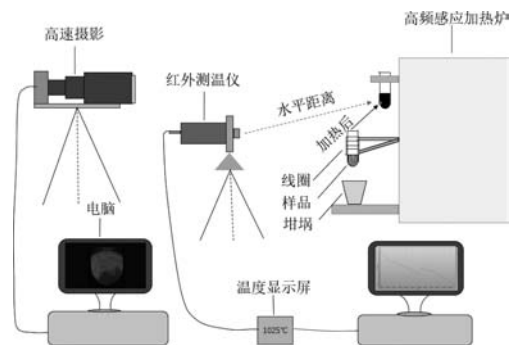
图2是金属熔炼过程的温度曲线,其右上角为二次再辉局部放大图。图中 T_{R1} 是一次再辉引起温度上升的最大值, T_{R2} 是二次再辉引起温度上升的最大值, T_R 是再辉现象起始温度, T_i 是 T_{R1} 和 T_R 的中间温度, Δt 是 T_R 到 T_i 的时间差, ΔT_R 是二次再辉的再辉高度, T_{m1} 和 T_{m2} 分别是共晶相和初生相的熔点。通常人们将发生再辉现象的起始温度 T_R 到熔点 T_{m1} 的温差 ΔT 称之为凝固过程中的过冷度,但实际研究表明,熔点会随着试验条件的变化而变化,引入新的误差,因此本文采用再辉高度来研究其对再辉速率和界面移动速率的影响。在合金熔化的过程中,升温曲线上有两个温度点出现了平台,即当温度到达 T_{m1} 和 T_{m2} 的时,虽然在加热过程中温度有所波动,但总体不变。在降温阶段,曲线上先后

出现两次再辉现象, T_{R1} 和 T_{R2} ,分别对应着初生相和共晶相的潜热释放。

图3是Ni-2.79 wt.% B合金的冷却曲线。可以看到,二次再辉高度较大时,发生再辉后冷却曲线的再辉斜率大(见图2的a区域);而再辉高度较小时,发生再辉后冷却曲线的再辉斜率小。在凝固过程中,过冷度越大,凝固驱动力也越大,所以凝固速率也更快。无论触发形核处于何种温度,金属发生再辉所引起温度上升的最大值 T_{R2} (接近熔点 T_{m1})与熔点温度(熔化平台)近似,但随着过冷度的增加, T_{R2} 有所降低。由于金属凝固过程中会释放结晶潜热,因此当试样冷却到某一温度时,合金熔体从高能液相转变为低能固相释放



(a) 实物图



(b) 原理图

图1 实验装置图

Fig. 1 Experimental device diagram

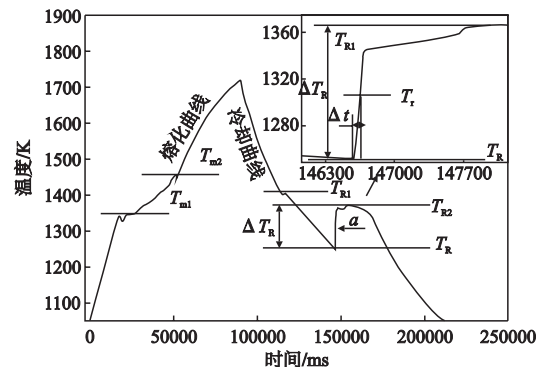


图2 熔炼温度曲线图

Fig. 2 Temperature-time curve during melting and solidification

出的潜热使试样重熔。同时, 熔化过程也会释放熔化潜热。当样品加热到某一温度时, 在一段时间内保持不变时, 合金熔体凝固与熔化就达到动态平衡, 即试样熔化所要吸收的热量等于样品熔化潜热所要释放的热量, 样品凝固所要释放的热量等于样品结晶潜热所要释放的量。不论在哪个温度触发形核都会发生再辉现象, 且温度上升的最大值与熔点温度(熔化平台)近似, 所以再辉高度 ΔT_r 近似于过冷度 ΔT 。

2.2 高速摄影记录结果

为分析Ni-B合金的凝固过程, 本试验利用高速摄影对试样再辉过程进行了原位观察, 并且以每秒5 000帧的频率记录整个再辉过程中每一个时刻的试样表面图像。由于高速摄影的分辨率有限, 所拍摄到的明暗交界处并不是真正的固液界面, 而是液相转变为固相时放出的结晶潜热导致温度变化而产生的热差界面, 但若转变过冷度中等或较大, 热差界面与固液界面非常接近, 因此这两个界面的移动速率几乎相等, 可以近似的把热差界面看做固液界面。图4记录了Ni-2.79wt.%B合金在 $\Delta T=24.7$ K、 $\Delta T=73.3$ K、 $\Delta T=153$ K条件下的整个再辉过程, 白色区域为发生再辉凝固而成的固相, 黑色区域为剩余过冷液相。

通过对其界面观察发现, 在过冷度不变的情况下, 整个凝固过程中起初生长速度较慢, 中期变快, 直到凝固末期又变慢。从不同过冷度下的高速摄影照片可以看出, 小过冷时再辉时间长, 大过冷时再辉时间短。随着过冷度地不断增大, 固相和液相部位亮度相差越大, 固液界面形状由凹凸不平的枝晶状转变为较为平整的界面。并且在凝固过程中, 界面凸起长度也存在着再辉高度越大, 其宽度越小, 再辉高度越小, 其宽度越大这样的规律。

3 分析讨论

3.1 生长速率分析

为研究过冷度与再辉过程中固-液界面前沿生长速率的关系, 本试验以过冷度 ΔT 为自变量, 从高速摄影上测得的界面前沿生长速率为因变量, 做出如图5所示的过冷度与界面前沿生长速率的关系图。

从图5中可以看到, 随着过冷度的增加, 界面前沿生长的速率也随之增加。从热力学方面知识可得:

$$\Delta G = (\Delta T/T_m) \Delta H_m \quad (1)$$

公式(1)表明过冷度 ΔT 越大, ΔG 越大。 ΔG 表示的是凝固过程驱动力, 因此在成分一定的情况下, ΔT 越大, 凝固驱动力越大, 凝固速度也更快。同时也可以看到, 当过冷度相近时, 随着B含量的增加, 亚共晶Ni-B合金的共晶生长速率不断增加。成分愈加接近共晶点, 初生相越少, 发生共晶转变的残余液相越多,

原子的扩散速度更快, 所以完成共晶转变的时间就更短, 共晶转变界面的移动速率就越快。

图6为Ni-2.79wt.%B合金在过冷度为153 K时的界面移动距离与时间关系图。可以看到整个曲线的前半部分基本是一条直线, 后半部分呈现阶梯上升的趋势。原因是: 在过冷度较大时, 开始发生的共晶转变中先析相的生长速率远大于另一个相, 此时测量到的是单相的生长距离, 因此是一条斜率几乎不变的直线, 在

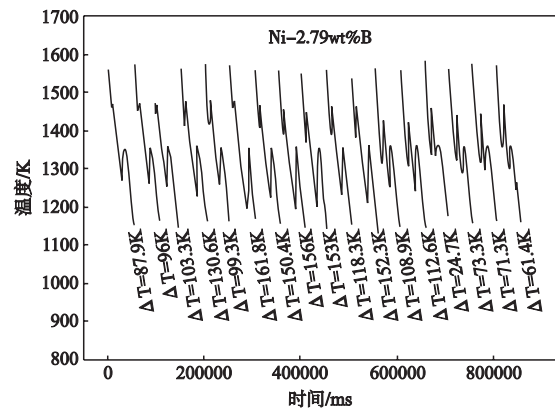
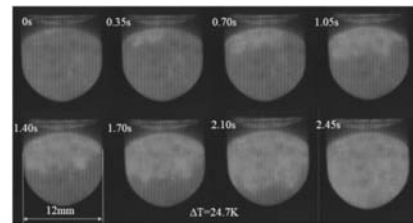
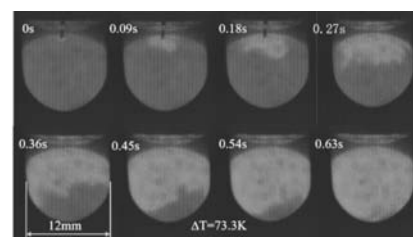


图3 Ni-2.79wt.%B冷却曲线图

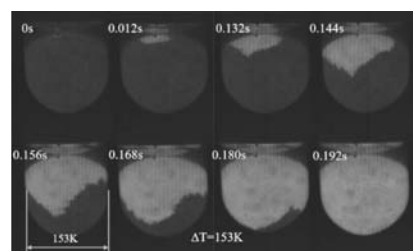
Fig. 3 Cooling curve of Ni-2.79wt.%B



(a) $\Delta T=24.7$ K



(b) $\Delta T=73.3$ K



(c) $\Delta T=153$ K

图4 Ni-2.79wt.%B合金在不同过冷度的界面形态高速摄影仪记录结果

Fig. 4 Interface morphologies of Ni-2.79wt.%B alloy at different undercooling degrees

后期的共晶转变中, 由于快速的单相生长向周围排出大量多余的溶质原子, 导致另一相也开始加速生长, 溶质在两相前横向扩散, 两相竞相生长, 这就使得曲线呈现出阶梯式的上升趋势。

3.2 再辉速率分析

二次再辉局部放大图如图2所示。由于再辉过程持续时间很短, 而且再辉结束后的温度 T_{R2} 会持续一段时间, 如果直接测量再辉开始前的温度 T_R 到 T_{R2} 的时间(图2), 会产生很大的误差, 严重影响数据的准确性。为了减小这种误差, 本试验采用两倍半高宽 $2\Delta t = \tau$ 的处理方法, 即计算出 T_{R2} 和 T_R 的中间温度 T_I , 测量 T_R 到 T_I 的时间差 Δt , 乘以2作为再辉过程的时间。将再辉高度与再辉时间 τ 相除即可计算出再辉速率。图7为三个不同成分的Ni-B合金过冷度与再辉速率关系图。

可以发现, 再辉速率随着过冷度的增加而增大, 与界面生长速率变化趋势极为相似。当再辉高度变大时, 界面前方的生长速度变快, 从液相转变为固相所需要的时间也就越短。同样再辉高度越小, 从液相转变为固相所需要的时间也就越长, 此时再辉速率就越小。也可以看到, 对于不同成分的亚共晶合金, 过冷度相近时, 随着成分点不断接近共晶点, 再辉时间越来越短, 再辉速率越大。成分对再辉速率的影响与对生长速率的影响相似, 其解释机理也类似, 这两个参数都是表示整个过程的凝固速度的不同指标, 固液界面在向前推移时, 界面前方的液相原子不断和界面上的固相原子成键, 并释放结晶潜热, 使温度升高。凝固速度越快, 单位时间内和界面固相原子成键的液相原子就越多, 界面推移速度越快, 生长速率就越快, 此时释放的结晶潜热也就越大, 再辉速率就越大。

3.3 再辉速率与界面生长速率内在联系

图8为界面前沿生长时间与熔体再辉时间的比值随过冷度的变化关系图。可以看到两者的比值在1.3~3.5之间, 近似为一个定值。在凝固过程中, 虽然试样各个部分凝固的先后顺序不同, 但整个凝固过程中能量守恒, 在能量角度上每个微区的经历是一样的, 枝晶尖端的生长是多个先发生再辉的微区积累的结果, 而整个凝固过程是所有微区再辉积累的结果。

图中大过冷处比值偏小, 其原因可能是大过冷时, 熔体发生再辉的速率很快, 红外测温仪响应时间不够, 导致所记录的时间偏长, 界面生长时间与再辉时间的比值偏小, 实际记录时间应更短一些。小过冷处比值偏大, 可能是因为凝固初期, 形核点较多, 再辉时间很短, 但界面生长速度很慢, 因此所需要的时间长, 界面生长时间与再辉时间的比值偏大。

再辉速率(R)和生长速率(V)都是表示单位时

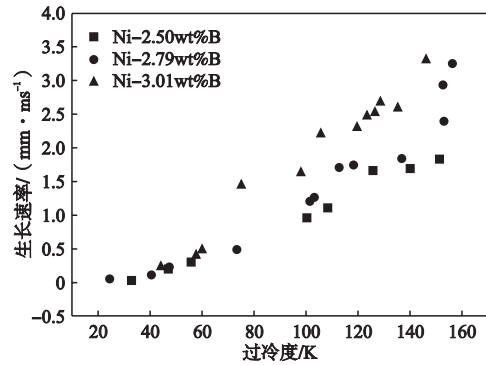


图5 过冷度与生长速率关系图

Fig. 5 Relationship of undercooling and growth rate

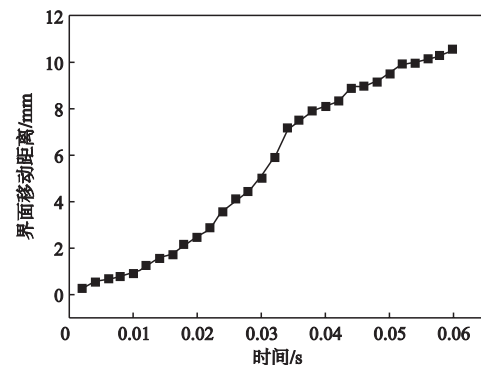


图6 Ni-2.79wt.%B在 $\Delta T=153$ K时界面移动距离与时间的关系图
Fig. 6 The relation between interface moving distance and time of Ni-2.79wt.%B alloy at $\Delta T=153$ K

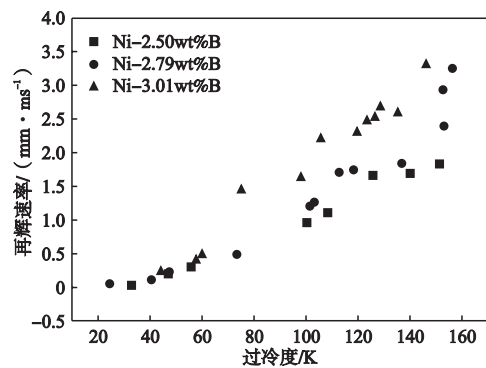


图7 过冷度与再辉速率关系图

Fig. 7 Relationship of undercooling and recalescence rate

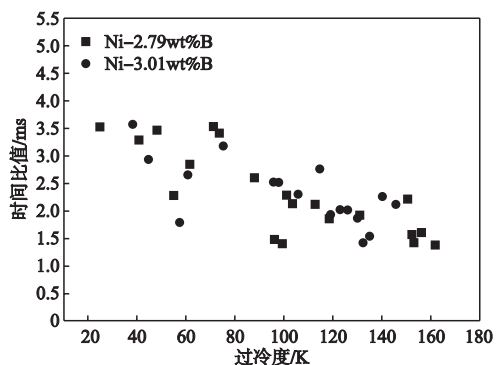


图8 界面生长时间与再辉时间的比值与过冷度关系图
Fig. 8 The relation between the ratio of growth time to recalescence time and undercooling

间内温度变化,反映凝固过程快慢的物理量,从图5和图6可以看出,两种速率的变化趋势一致。为分析两者之间的关系,做出如图9所示的枝晶尖端通过红外光斑的生长示意图。

由图9所示,经过 Δt ,枝晶尖端从A处生长至B处,延伸的长度为 D ,其中A、B分别为红外微斑的两侧位置,当枝晶尖端在A处时,尖端温度 $T_A=T_1$,红外测温仪在此时显示的温度近似为 T_1 。经过 Δt ,枝晶生长至B处,对应温度为 $T_B=T_2$,由于枝晶生长不断放热,则 $T_2>T_1$ 。由于 D 较短,生长速率较快, Δt 较小,所以假设此时A端温度近似不变,仍为 T_1 。计算这个过程中的 V 和 R :

$$V=D/\Delta t \quad (2)$$

$$R=(T_2-T_1)/\Delta\tau=\Delta t/\Delta\tau \quad (3)$$

式中, τ 为红外测温仪测量的微区所发生再辉的时间。由式(2)到式(3)可得:

$$V/R=(D/\Delta t)\times(\Delta\tau/\Delta T)=(\Delta\tau/\Delta t)\times(D/\Delta T) \quad (4)$$

式中, D 为熔体凝固过程中的生长距离,与合金大小有关。假定 D 的大小为试管直径12 mm,从图8得 $\Delta t/\Delta\tau$ 在1.3~3.5范围内,则再辉时间 $\Delta\tau$ 与界面生长时间 Δt 的比值在1/3.5~1/1.3之间。

当比值为最小值1/3.5时:

$$V/R=(1/3.5)\times(12/\Delta T)=3.42857/\Delta T \quad (7)$$

当比值为最大值1/1.3时:

$$V/R=(1/1.3)\times(12/\Delta T)=9.23/\Delta T \quad (8)$$

则界面生长速率 V 与再辉速率 R 的比值在3.42857/ ΔT 和9.23/ ΔT 之间。图10为过冷度与 V/R 的关系图,可以看到,随着过冷度的增大,界面生长速率与熔体再辉速率的比值呈减小趋势,且近似为反比例关系。用反比例系数 K 为3.428 57和9.23的函数对数据点进行了拟合,如图10所示。

无论是试验数据还是公式推导,都证明了界面生长速率与熔体再辉速率的比值与过冷度呈反比例关系。

4 结论

(1) 亚共晶Ni-B合金凝固时,过冷度较小时,界

参考文献:

- [1] 孙万里,张忠明,徐春杰,等.深过冷凝固技术的研究进展[J].兵器材料科学与工程.2005,28(5):66-71.
- [2] 李金富,周尧和.液态金属深过冷快速凝固过程中初生固相的重熔[J].金属学报.2018,54(5):627-636.
- [3] HERLACH D M. Non-equilibrium solidification of undercooled metallic melts[J]. Mater. Sci. Eng., 1994, 81-83(2):83-94.
- [4] MAGNIN P, MASON J T, TRIVEDI R. Growth of irregular eutectics and the Al-Si system[J]. Acta. Metall. Mater., 1991, 39(4):469-480.
- [5] 李德林,杨根仓,周尧和.深过冷合金再辉与凝固组织的研究[J].金属学报,1992,28(10):421-425.
- [6] KUI H W, GREER A L, TURNBULL D. Formation of bulk metallic glass by fluxing[J]. Appl. Phys. Lett., 1984, 45(6):615-616.
- [7] XI Z Z, YANG G, ZHOU Y. Growth morphology of Ni3Si in high undercooled Ni-Si eutectic alloy[J]. Prog. Nat. Sci., 1997, 7(5):624-631.
- [8] 李金富,杨根仓,吕衣礼,等.深过冷合金单向凝固组织的力学性能[J].材料研究学报,1997,11(2):137-142.
- [9] CHEN Z, LIU F, WANG H F, et al. Formation of single-phase supersaturated solid solution upon solidification of highly undercooled Fe-Cu immiscible system[J]. J. Cryst. Growth, 2008, 310(24):5385-5391.
- [10] DRAGNEVSKI K I, MULLIS A M, COCHRANE R F. The effect of experimental variables on the levels of melt undercooling[J]. Mater.

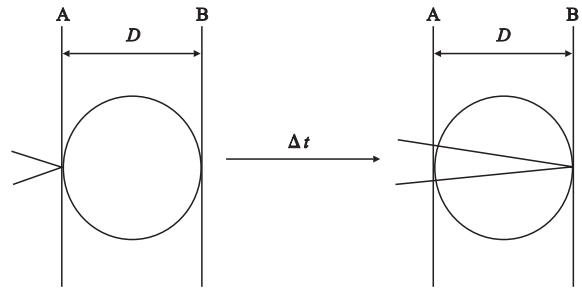


图9 枝晶尖端通过红外光斑的生长示意图
Fig. 9 Schematic diagram of growth of dendrite tip through infrared spot

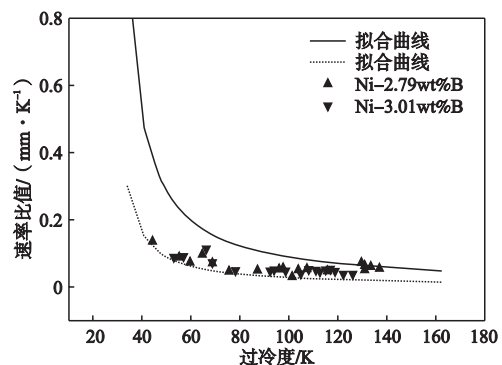


图10 生长速率和再辉速率的比值与过冷度的关系图
Fig. 10 The relation between the ratio of growth rate to recalescence rate and undercooling

面凸起宽度较大,固液界面呈光滑界面,其生长速度很慢;过冷度较大时,界面凸起宽度较小,固液界面呈粗糙界面,生长速度变快。

(2) 当过冷度一定时,再辉速率和生长速率随着B含量的增加而增大。当成分一定时,三个亚共晶成分的Ni-B合金的界面生长时间与熔体再辉时间随过冷度增大而减小,且变化趋势相似,两者的比值近似为一个定值。再辉速率和生长速率随着过冷度的增大而增大,且变化趋势一致,两者的比值与过冷度呈反比例关系。

致谢:感谢项目组张洵,汪永韬,张玉兵,汪鑫和杨森在实验设备调试和实验过程的协助与贡献。

- Sci. Eng. A, 2004, 375–377: 485–487.
- [11] 周根树, 杨根仓, 周尧和. 液态金属的自分离净化法 [J]. 材料科学进展, 1993, 7 (2): 115–119.
- [12] WILLNECKER R, HERLACH D M, FEUERBACHER B. Evidence of nonequilibrium processes in rapid solidification of undercooled metals [J]. Phys. Rev. Lett., 1989, 62 (23): 2707–2710.
- [13] YANG C, GAO J, ZHANG Y K, et al. New evidence for the dual origin of anomalous eutectic structures in undercooled Ni-Sn alloys: in situ observations and EBSD characterization [J]. Acta Mater., 2011, 59 (10): 3915–3926.
- [14] TURNBULL D. Microscopic observation of the solidification of small metal droplets [J]. J. Appl. Phys., 1950, 21 (8): 804–810.
- [15] PEREPEZKO J H, PAIK J S. Thermodynamic properties of undercooled liquid metals [J]. J. Non-Cryst Solids, 1984, 61–62: 113–118.
- [16] GAO J, VOLKMANN T, HERLACH D M. A metastable phase crystallized from undercooled NdFeCoZrGaB alloy droplets [J]. J. Alloy Comp., 2000, 308 (1): 296–300.
- [17] TOURNIER S, VINET B, PASTURE A, et al. Undercooling-induced metastable A15 phase in the Re-W system from drop-tube processing [J]. Phys. Rev B, 1998, 57 (6): 3340–3344.
- [18] CHANG J, WANG H P, ZHOU K, et al. Rapid dendritic growth and solute trapping within undercooled ternary Ni-5%Cu-5%Mo alloy [J]. Appl. Phys. A, 2012, 109 (1): 139–143.
- [19] KOBOLDA R, KUANGB W W, WANGB H, et al. Dendrite growth rate in the undercooled melt of glass forming Ni50Zr50 compound [J]. Philos. Mag. Lett., 2017, 97 (6): 249–256.
- [20] CHEN Y Z, WANG K, SHI X H, et al. Phase selection and microstructural formation of rapidly directionally solidified peritectic Fe-Ni alloys by laser surface remelting [J]. J. Alloys Compd., 2014, 585: 260–266.
- [21] LIU F, CHEN Y, YANG G, et al. Competitions incorporated in rapid solidification of the bulk undercooled eutectic Ni78.6Si21.4 alloy [J]. J. Mater. Sci., 2007, 22 (10): 2953–2963.
- [22] DONG H, CHEN Y Z, SHAN G B, et al. On the nonequilibrium interface kinetics of rapid coupled eutectic growth [J]. Metall Mater. Trans. A, 2017, 48 (8): 3823–3830.
- [23] 黄起森, 刘礼, 韦修勋, 等. 过冷Ni-P合金的凝固行为 [J]. 物理学报, 2012, 61 (16): 166401–8.
- [24] LIU F, XU J F, ZHANG D, et al. Solidification of highly undercooling hypereutectic Ni-Ni3B alloy melt [J]. Metall Mater. Trans. A, 2014, 45 (11): 4810–4819.
- [25] 陈豫增, 杨根仓, 王猛, 等. 深过冷Ni80.3B19.7合金的再辉和非规则共晶的形成 [J]. 材料研究学报, 2005, 19 (4): 383–388.
- [26] FAN Y, LIU A M, CHEN Z, et al. Dynamic analysis of recalescence process and interface growth of eutectic Fe82B17Si1 alloy [J]. J. Mater. Eng. Perform, 2018, 27 (4): 1784–1791.
- [27] 郭雄, 林鑫, 汪志太, 等. 深过冷Ni-30%Sn合金凝固组织演化及反常共晶的形成机制 [J]. 金属学报, 2013, 49 (4): 475–482.
- [28] HOU Hua, LI Y X, XU X L, et al. Non-equilibrium effects on solid transition of solidification microstructure of deeply undercooled alloys [J]. Mater. Sci. Tech., 2017, 34 (4): 402–407.

Research on Recalescence Process and Solidification Rate of Highly Undercooled Ni-B Alloy

LI Zhuo¹, XU Jun-feng^{1,2}, FAN Dan-dan¹, YANG Chang-lin², JIAN Zeng-yun¹

(1. The Shaanxi Key Laboratory of Photoelectric Functional Materials and Devices, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, Shaanxi, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China)

Abstract:

In order to study the eutectic transformation mechanism of hypoeutectic Ni-B alloys and the relationship between recalescence rate and interfacial growth rate, the melts of Ni-2.51wt.% B, Ni-2.79wt.%B and Ni-3.01wt.%B hypoeutectic alloys were respectively undercooled by using molten glass fluxing technology in combination with high frequency melting and cycled superheating methods. In the circulating melting process, the high temperature resistant steel nail was used to trigger the molten metal to be solidified under a certain undercooling degree. The cooling curve and high-speed photography were obtained to analyze the recalescence phenomenon of Ni-B hypoeutectic alloy. The results show that the growth rate of hypereutectic Ni-B alloy is very slow under small undercooling, but it becomes relatively fast under large undercooling. In addition, the interface growth time and melt recalescence time decrease with increasing the undercooling, and both show a similar change trend, with an approximately fixed ratio. At the same undercooling degree (ΔT), the recalescence rate (R) and growth rate (V) increase with an increase in B content. Meanwhile, the change trend of R and V with the undercooling is the same when the composition is constant, and the ratio of V to R is inversely proportional to the undercooling.

Key words:

cooling curve; undercooling; recalescence; growth rate