DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.02.022

共晶合金凝固理论的研究进展

杨　恬[1],许军锋[1,2],李　卓[1],坚增运[1]

(1. 西安工业大学 陕西省光电功能材料与器件重点实验室,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:综述了近年来规则共晶和非规则反常共晶转变的理论和实验的研究进展。对于规则共晶的形成的研究已趋于成熟,建立了能较好预测实验结果的理论模型;对于非规则反常共晶的形成,目前已获得大量的实验数据,涵盖生长方式,生长速率,生长形态,空间分布和组织粗化等行为,但在模型描述和预测仍不完善,形成机理仍存争议。然而,由于实际工业合金成分的复杂性,共晶凝固理论至今实际应用仍偏少。因而,如何通过实验和理论研究相结合,将共晶点成分理论松弛到整幅相图范围,二元合金凝固理论拓展到多元合金体系,将理论与最新技术条件相结合应用到工业生产中,仍是凝固理论研究的努力方向。

关键词:规则共晶;非规则共晶;共晶转变

中图分类号:TG111.4　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2020)02-0192-05

Advances in Solidification Theory of Eutectic Alloys

YANG Tian[1], XU Junfeng[1,2], LI Zhuo[1], JIAN Zengyun[1]

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

Abstract: The theoretical and experimental advances in regular eutectic and irregular anomalous eutectic transformation theory in recent years were reviewed. The research on the formation of regular eutectic was becoming mature and the theoretical model which can predict the experimental results was established. For the formation of irregular anomalous eutectic, a large number of experimental data had been obtained, including growth mode, growth rate, growth morphology, spatial distribution and microstructure coarsening. However, the model description and prediction were still incomplete, and the formation mechanism was still controversial. On the contrary, due to the complexity of the composition of industrial alloys, eutectic solidification theory had not been widely used. As a results, how to combine experimental and theoretical research, relax the eutectic point composition theory to the whole phase diagram, expand the solidification theory of binary alloy to the multi-alloy system, and apply the theory with the latest technical conditions to industrial production is still the direction of solidification theory research.

Key words: regular eutectic; irregular eutectic; eutectic transformation

凝固理论在金属材料的设计和生产中具有重要指导意义。工业生产中常见的大多数高强合金都与共晶转变有关,例如铸铁(Fe-C)、铝合金(Al-Si)和共晶陶瓷基复合材料等[1-3]。这些具有共晶转变的合金大多具有高强度和高耐冲击性,因此研究共晶凝固理论对金属材料的开发和在工业生产中的应用具有举足轻重的意义。

根据共晶两相结构和组织形态的不同,常常将其分为规则共晶(即金属-金属共晶)和非规则共晶(即金属-非金属共晶)。因此,本文将从规则共晶转变、非规则共晶转变两个方面,将实验研究与理论模型相结合,对近年来共晶合金凝固理论的研究进展进行综述。

1　规则共晶形成理论

1.1　二元合金规则共晶转变

国内外学者对规则共晶生长过程进行了大量的理论研究,理论基础是 Zener 在 1946 年给出的关于珠光体生长的共析转变模型,Zener 利用最大生长速率判据,发现珠光体的片层间距和生长速度有关[4]。Hillert 扩展了 Zener 的工作,对固-液转变和固-固

收稿日期:2019-11-06

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51971166);陕西省教育厅重点实验室项目(18JS050);凝固技术国家重点实验室项目(SKLSP201812)

作者简介:杨　恬(1995-),女,陕西西安人,硕士生.研究方向:共晶凝固.电话:15109214059,
E-mail:981414978@qq.com

转变的浓度场做了严格分析，得到了共晶转变的浓度场定量解[5]。Tiller 用最小过冷度判据取代最大生长速率判据得到了液-固转变的共晶生长模型[6]。1966 年 Jackson 和 Hunt 在以上理论基础上，提出了共晶生长 JH 模型[7]，并利用最小过冷度原理得到了生长速度、层片间距和界面过冷之间的关系式：

$$\Delta T=K_1\lambda V+\frac{K_2}{\lambda} \tag{1}$$

$$\lambda^2V=K_2/K_1 \tag{2}$$

式中，K_1、K_2 是与合金性质和成分有关的常数。

由于 JH 模型只适用于低生长速率，小 Peclet 数（$p=V\lambda/2D$），然而很多性能优良的共晶合金都是在快速凝固条件下获得的，不能用 JH 模型解释。由此 Donaghey 和 Tiller 松弛了 JH 模型中 Peclet 数远远小于 1 的条件，建立了 DT 模型[8]。他们采用准确的界面浓度通过一阶迭代法求出 Peclet 数，解决了稳态扩散方程傅立叶级数解不存在问题。Trivedi，Magnin 和 Kurz 把相图形状按溶质分配系数的大小分为“雪茄型”（$k_\alpha<<k_\beta$）和“对称型”（$k_\alpha=k_\beta$），建立了适用于快速共晶凝固的 TMK 模型[9]，其与 JH 模型最大的区别是，JH 模型只考虑了 Peclet 数远远小于 1 的情况。Zheng[10]等利用近似界面浓度，得出 $k_\alpha\neq k_\beta$ 时的生长速度、层片间距和界面过冷的一般关系，在他们的基础上 Ludwig[11]将 TMK 模型推广到任意二元共晶相图中。

上述研究都是基于宏观平界面假设推导的模型，而 Nani 等[12]考虑了弯曲固液界面对二元共晶生长动力学的影响，通过分解溶质分布的边值问题，推导了弯曲固液界面的等温凝固(isothemal solidification)和定向凝固(directional solidification)动力学关系：

$$\Delta T=(K_3+K'_1\lambda)V+\frac{K_2}{\lambda} \tag{4}$$

$$\Delta T=(K_4\lambda^2+K_3+K'_1\lambda)V+\frac{K_2}{\lambda}+K_5 \tag{5}$$

式中，K'_1、K_2、K_3、K_4、K_5 是关于固相、液相热物理性质的常数。

1.2　多元合金规则共晶转变

由于实际应用中大部分合金都是三元及以上合金，因此早在上世纪八十年代 Mccartney 等[13]假设两相耦合生长，另一相独立生长，将 JH 理论扩展到三元共晶转变中。Wilde 推导了类似于 JH 模型中生长速度、层片间距和界面过冷的表达式[14]：

$$\Delta T=2v\lambda M+\frac{M\Lambda}{\lambda} \tag{6}$$

式中，Λ、M 是与材料性质有关的常数。他将该模型应用于 Al-Cu-Ag 合金共晶转变中，发现 Al 和 Al_2Cu 相之间存在耦合生长，Ag 相独立生长。最近 Ruan 等研究了共晶三元 Al-Cu-Si 合金的快速凝固过程[15]，也发现在任意过冷度下凝固组织均由 α(Al)、(Si)、$CuAl_2$ 三相组成，且小平面相 Si 独立形核生长，非小平面相 Al、$CuAl_2$ 耦合生长。

李金富等[16]建立了二元共晶合金固溶少量第三组元的共晶生长理论模型，他发现若第 3 组元的含量较小，与二元共晶合金相比，生长速度在一定的过冷范围内加快，超过这个范围会减慢，而若第三组元含量较大，生长速度则在所有过冷度下减慢。Catalina 等发现，多元体系凝固不仅与过冷度，还与各相分数的变化和合金初始成分有关[17]。将该理论应用于 Fe-C-Si 合金中，发现对共晶成分和近共晶成分的实验结果预测良好，但不适用于远离共晶点成分的合金。

高熵合金因其具有高强度而受到广泛关注，共晶合金不仅具有良好的流动性和铸造性还具有规则排列的层状结构。近年来，卢一平等[18]结合高熵合金和常规共晶合金的优点制备出共晶高熵合金 $AlCoCrFeNi_{2.1}$，显示出精细的双相层状微结构，铸造缺陷很小。Shi 等[19]基于铸态 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金，使用可工业化的熔炼-轧制-热处理工艺，制备了一种遗传铸态共晶层片的超细晶结构-双相异质层片结构，实现了共晶高熵合金的超强塑性。但目前还没有可以描述共晶高熵合金生长过程的理论模型。

2　非规则反常共晶形成理论

2.1　反常共晶的理论模型研究

JH 模型仅适用于规则共晶生长，而大部分共晶合金在一定冷速下都会形成非规则共晶。Sato-Sayama 和 Fisher-Kurz 采用局部界面等温耦合条件，将共晶凝固的 JH 模型推广到非规则共晶中。而 Magnin-Kurz[20]在整个固液界面上应用非等温耦合条件，考虑生长速度、层片间距和界面过冷的平均值，并引入与材料种类相关的层片间距选择系数 ϕ，得到了类似于 JH 模型中的表达式：

$$\lambda^2V=\phi^2K_2/K_1 \tag{7}$$

$$\lambda\Delta T=(\phi^2+1)K_2 \tag{8}$$

Li 等人发现过冷 Co-Sn 和 Ni-Si 共晶熔体表面和横截面的微观结构由独立的共晶团组成，表明共晶系统自由凝固过程中微观结构受形核控制[21]。当共晶反应中含有固溶体相和金属间化合物相时，动

力学系数出现显著差异。因此他考虑动力学过冷并假设 $k_\alpha \neq k_\beta$，得出描述非耦合生长(decoupled growth)的速率、层片间距和界面过冷之间的表达式：

$$\Delta T^{\alpha}_{i}=m^{V}_{\alpha} C_E f(k)+\left(\left(\phi+\frac{1}{\phi}\right)\sqrt{K_1K_2}\right)\sqrt{V_\alpha}+V^{\alpha}/\mu_\alpha \quad (9)$$

$$\Delta T^{\beta}_{i}=m^{V}_{\beta} C_E f(k)+\left(\left(\phi+\frac{1}{\phi}\right)\sqrt{K_1K_2}\right)\sqrt{V_\beta}+V^{\beta}/\mu_\beta \quad (10)$$

式中，ϕ 是平均层片间距与最大层片间距的比值，K_1，K_2 是 Peclet 数的函数，C_E 是共晶点成分。这种动力学的不对称效应，使得金属间化合物的界面原子附着的动力学比固溶体界面更加缓慢，固溶体在独立的共晶团中过度生长成对应的化合物，导致两个共晶相非耦合生长。因此他提出了共晶相非耦合生长的临界条件 $\int_0^{\Delta t}(V^{\beta}-V^{\alpha})dt=2D/V^{\alpha}$，其中 Δt 是开始形核到非耦合生长的特征时间，$2D/V^{\alpha}$ 是缓动 α 相前沿溶质边界层厚度。研究表明，在考虑末端共晶相线性动力学系数差异的情况下，无量纲临界过冷度可以计算反常共晶形成趋势，这一定性标准，可以解释大多数非耦合生长的实验结果。

2.2 反常共晶的实验研究

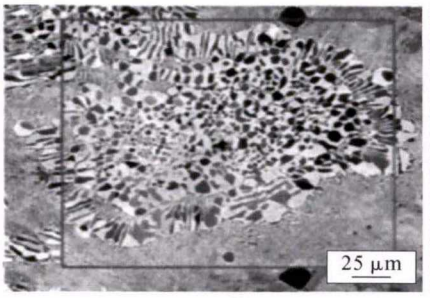
对共晶合金而言，当过冷度超过一定值时，共晶耦合界面被破坏，规则层状共晶开始转变为非平衡反常共晶。Powell 和 Hogan 在 Ag-Cu 共晶合金深过冷凝固实验中发现，连续的 Ag 基体和不连续的 Cu 颗粒构成的反常共晶组织[22]，Hogan[23]认为这种不连续是由于第二共晶相在生长过程中被生长较快的先行相取代后反复形核(第二相)所致。然而，Kattamis 和 Flemings[24]研究了 Ni-Sn 共晶合金的微观组织，认为第二共晶相虽然不规则但并不是颗粒状，进而提出了过饱和固溶体分解理论，即过饱和单相固溶体 α(Ni)先以枝晶生长，然后 α(Ni)局部重熔，通过再辉过程分解成反常共晶组织(α(Ni)+β(Ni_3Sn))。Wei[25]在现有 CA 模型中引入高阶函数计算界面曲率，通过对熔池底部热状态的分析，研究了激光熔覆过程中反常共晶生长机理，实验和模拟结果都表明，α(Ni)是不连续的而 β(Ni_3Sn)连续向上生长。Wei 的研究证明了 Hogan 的观点。

Jones[26]不赞同 Kattamis 和 Flemings 的观点，认为过饱和固溶体不能分解为连续的两相，Jones 分析了 Ag-Cu 共晶合金的微观组织，提出了共晶两相非耦合生长机制。随后魏炳波丰富了 Jones 的理论，他认为非耦合生长和独立形核是形成反常共晶的必要条件，通过研究深过冷 Ni-Sn 共晶合金的凝固过程，发现在小过冷区形成层状共晶组织；随着过冷度的增加，层状共晶开始转变为反常共晶；大过冷度区凝固组织全部为反常共晶[27]。他又通过 SEM 和 EPMA 技术证明反常共晶组织由 β-Ni_3Sn、α-Ni 两相枝晶组成，β-Ni_3Sn、α-Ni 都可以独立的形核，独立形核在形成反常共晶中起主导作用。但非耦合生长和独立形核机制都很难解释 β-Ni_3Sn 相连续分布的形态。

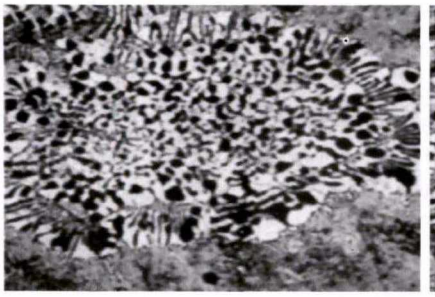
Li 等[28]定量的测量了 Ni-Sn 共晶合金的晶体取向，他们认为 α(Ni)是不连续的，而 Ni_3Sn 是连续的，且在一个反常共晶团内 Ni_3Sn 不发生碎裂。图 1 所示为过冷度在 50 K 时，Ni-Sn 共晶合金的 EBSD 和反极图，从图中可以看出 β-Ni_3Sn 相只有一个晶体取向，反常共晶晶粒呈连续网络，而 α(Ni)相反极图的随机分布中并未发现衍射方向的偏向，表明即使在一个共晶团内 α(Ni)相也是离散的。基于他们的研究，Wang 等通过单轨激光熔覆得到 Ni-Sn 反常共晶组织，通过 EBSD 证明，α(Ni)相的空间结构是不连续的，而 β-Ni_3Sn 是连续的[29]。Gianluca 等[30]通过单辊极冷和铜模压铸法研究了亚共晶 Co-Si 合金的凝固组织，从 EBSD 图中看出先行相 $CoSi_2$ 是连续的，而第二共晶相 CoSi 是通过再结晶形成的。而 Guo[31]通过原子相场模拟法研究发现在大过冷度下，一个共晶相形核速率极快，而另一共晶相很难形核，从而导致非耦合反常共晶的形成。他们的研究直接否定了 Goeztniger 提出的任何过冷度下共晶层片耦合生长模型。

Wei 等认为重熔是深过冷熔体形成非规则反常共晶的原因[32]。Dong 等采用高温激光扫描共聚焦显微镜研究了过冷 Ni-Sn 共晶凝固过程，他们也认为重熔是形成反常共晶的必要条件[33]。Wang 等建立了凝固过程中三相点处共晶熔体快速凝固的动力学模型[34]，通过对层片状 Ni_5Si_2-Ni_2Si 共晶凝固模拟发现，三相点处动力学与共晶生长速度密切相关、而与过冷度无关。Wang 等的研究显示共晶、枝晶可以通过耦合生长或非耦合生长形成，也可能两者共存，破碎形成粗糙且精细的反常共晶，即双重起源机制，重熔的主要驱动力是化学过热、界面能降低或两者共存[35]。

许军锋等[36]研究了亚共晶和过共晶 Ni-B 合金的共晶转变，发现小过冷度区形成规则共晶(L→Ni/Ni_3B)，中过冷度区形成非规则共晶(L→Ni/Ni_3B)，大于临界过冷度则形成另一种亚稳共晶组织(L→Ni/$Ni_{23}B_6$)，这种亚稳共晶组织可分解为稳定的共晶组织。其中，中过冷度区形成的非规则共晶分布从形核点到远离形核点是不均匀。与此同时，Mullis 等研究了 Ag-Cu 合金反常共晶的空间分布



(a)不规则的共晶团的SEM照片，其中方块区表示分析区域



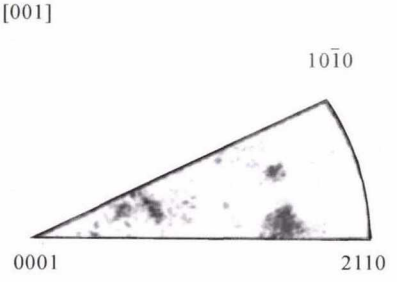
(c)Ni_3Sn化合物的EBSD图



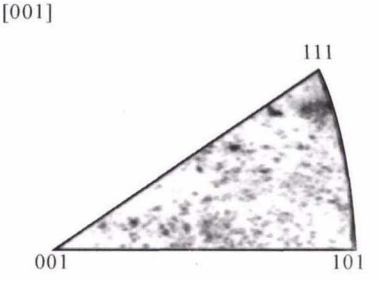
(e) Ni固溶体的EBSD图



(b)Ni和Ni_3Sn两相反常共晶团的EBSD图



(d)Ni_3Sn化合物[001]方向的反极图



(f)Ni颗粒[001]方向反极图的随机分布

图 1　Ni-18.7at% Sn 合金在 ΔT=50 K 时的凝固组织分析

Fig.1　The Ni-18.7at% Sn eutectic specimen solidified at an undercooling of about ΔT=50 K

图，也发现各类共晶分布是不均匀的，在中过冷度区产生的非规则反常共晶的体积分数最大[37]。李金富等在研究再辉过程的相重熔时发现，中过冷区相的重熔分数最大[38,39]，而反常共晶主要是由领先枝晶相重熔导致的，这可在某种程度解释中过冷区形成反常共晶最多的原因。

尽管动力学诱导的非耦合生长机制、重熔机制等理念可以解释大部分实验结果，但形成反常共晶确切机制仍存争议，完整描述反常共晶形成的理论模型依然未出现。

3　结束语

经过国内外学者半个多世纪的研究，对规则共晶转变，已经建立了较为完善的理论模型，使人们对共晶组织和形貌的选择机制有了深刻认识。对非规则反常共晶转变，已经揭示了其空间分布、生长速率、生长方式，以及组织粗化的基本规律，但能解释反常共晶转变的理论模型仍需完善，反常共晶的生长机理还存在极大争议。由于实际工业合金成分的复杂性，二元共晶合金的经典理论模型如何用于多元合金，如高熵共晶合金和有初生相或其它相析出的共晶转变仍需研究。以往经典模型都只关注生长，忽略了形核和碰撞，全面考虑生长、形核和碰撞直接预测最终的组织结构的模型仍需研究。随着科技的发展，新的凝固技术不断产生，如激光 3D 技术，原有凝固理论如何改进仍需研究。

参考文献：

[1] Kante S, Leineweber A. EBSD characterization of the eutectic microstructure in hypoeutectic Fe-C and Fe-C-Si alloys [J]. Materials Characterization, 2018, 138:274-283.

[2] Song C, Wang S, Liu J, et al. Microstructure and Mechanical Properties of $Al_2O_3/Er_3Al_5O1_2$ Binary Eutectic Ceramic Prepared by Bridgman Method[J]. Materials, 2018, 11(4): 534.

[3] Hosch T, England L G, Napolitano R E. Analysis of the high growth-rate transition in Al-Si eutectic solidification[J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(18): 4892-4899.

[4] Zener C, Kinetics of the decomposition of austenite [J]. Trans. AIME, 1946, 167: 550-595.

[5] Hillert M. The role of interfacial energy during solid state phase transformations[J]. Jernkontorets Annaler, 1957, 141: 757-789.

[6] Tiller W A. Liquid Metals and Solidification[M]. American: American Society for Metals, 1958.

[7] Jackson K A, Hunt J D. Lamellar and rod eutectic growth[J]. Trans. AIME, 1966, 236(8): 1129-1142.

[8] Donaghey L F, Tiller W A. On the diffusion of solute during the eutectoid and eutectic transformations, part I[J]. Materials Science & Engineering, 1968, 3(4): 231-239.

[9] Trivedi R, Magnin P, Kurz W. Theory of eutectic growth under rapid solidification conditions[J], Acta Metall, 1987, 35: 971-980.

[10] Zheng L, Zhang H. Revised Form of Jackson-Hunt Theory: Application to Directional Solidification of MnBi/Bi Eutectics [J]. Journal of Crystal Growth, 2000, 209(1): 110-121.

[11] Ludwig A, Leibbrandt S, Generalised 'Jackson-Hunt'model for eutectic solidification at low and large Peclet numbers and any binary eutectic phase diagram [J]. Materials Science & Engineering A, 2004,375:540-546.

[12] Nani E S, Nestler B, Ankit K. Analyzing the cooperative growth of intermetallic phases with a curved solidification front[J]. Acta Materialia, 2018, 159: 135-149.

[13] Mccartney D G, Hunt J D, Jordan R M.The structures expected in a simple ternary eutectic system:Part II. The Al-Ag-Cu ternary system[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1980, 11(8): 1243-1249.

[14] Wilde J D, Froyen L, Witusiewicz V T, et al. Two-phase planar and regular lamellar coupled growth along the univariant eutectic reaction in ternary alloys: An analytical approach and application to the Al-Cu-Ag system[J]. Journal of Applied Physics, 2005, 97(11): 1129.

[15] 阮莹,魏炳波. 三元 Al-Cu-Si 共晶合金的深过冷与快速凝固[J]. 科学通报, 2008(22): 2716-2721.

[16] Liu L, Li J, Zhou Y. Solidification of undercooled eutectic alloys containing a third element [J]. Acta Materialia, 2009, 57 (5): 1536-1545.

[17] Catalina A V, Voorhees P W, Huff R K, et al. A model for eutectic growth in multicomponent alloys[C]// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2015, 84, conference 1.

[18] Lu Y, Dong Y, Guo S, et al. A Promising New Class of High-Temperature Alloys: Eutectic High-Entropy Alloys [J]. Scientific Reports, 2014, 4: 6200.

[19] Shi P, Ren W, Zheng T, et al. Enhanced strength-ductility synergy in ultrafine-grained eutectic high-entropy alloys by inheriting microstructural lamellae [J]. Nature Communications, 2019, 10(1): 489.

[20] Magnin P, Kurz W. An Analytical Model Of Irregular eutectic growth and its application to Fe-C[J]. Acta Metallurgica, 1987, 35 (5): 1119-1128.

[21] Li M, Kuribayashi K. Nucleation-controlled microstructures and anomalous eutectic formation in undercooled Co-Sn and Ni-Si eutectic melts[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2003, 34 (12): 2999-3008.

[22] Powell G L F, Hogan L M. Undercooling in silver-copper eutectic alloys [J]. Joumal of the Institute Metals, 1965, 93: 505-508.

[23] Hogan L M. The coupled region concept in eutectic solidification [J]. Journal of the Australian Institute of Metals, 1964, 9: 228-231.

[24] Kattamis T Z, Flemings M C. Structure of undercooled Ni-Sn eutectic [J]. Metallurgical & Materials Transactions, 1970, 1 (5): 1449-1451.

[25] Wei L, Cao Y, Lin X, et al. Quantitative cellular automaton model and simulations of dendritic and anomalous eutectic growth [J]. Computational Materials Science, 2019, 156: 157-166.

[26] Jones B L. Growth mechanisms in undercooled eutectics[J]. Metallurgical Transactions, 1971, 2(10):2950-2951.

[27] Wei B, Yang G. High undercooling and rapid solidification of Ni-32.5% Sn eutectic alloy [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1991, 39(6): 1249-1258.

[28] Li M, Nagashio K, Ishikawa T, et al. Microtexture and macrotexture formation in the containerless solidification of undercooled Ni-18.7 at.% Sn eutectic melts [J]. Acta Materialia, 2005, 53(3): 731-741.

[29] Wang Z, Lin X, Cao Y, et al. Formation of anomalous eutectic in Ni-Sn alloy by laser cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2018, 99: 154-159.

[30] Gianluca F, Banded regular/anomalous eutectic in rapidly solidified Co-61.8 at.% Si[J]. Scripta Materialia, 2019, 168: 100-103.

[31] Guo C, Wang J, Li J, et al. Uncoupling Growth Mechanisms of Binary Eutectics during Rapid Solidification [J]. Journal of Physical Chemistry C, 2017, 121(14): 8204-8210.

[32] Wei X, Lin X, Xu W, et al. Remelting-induced anomalous eutectic formation during solidification of deeply undercooled eutectic alloy melts[J]. Acta Materialia, 2015, 95: 44-56.

[33] Dong H, Chen Y, Wang K, et al. In situ observation of remelting induced anomalous eutectic structure formation in an undercooked Ni-18.7 at.% Sn eutectic alloy[J]. Scripta Materialia, 2020, 177(1): 123-127.

[34] Wang H, Liu F, Herlach D M. Kinetics of triple-junctions in eutectic solidification:a sharp interface model [J]. Journal of Materials Science, 2015, 50(1): 176-188.

[35] Zhang F, Lai C, Zhang J, et al. Anomalous eutectics in intermediately and highly undercooled Ni-29.8at.%Si eutectic alloy[J]. Journal of Crystal Growth, 2018, 495:37-45.

[36] Xu J, Liu F, Zhang D. In situ observation of solidification of undercooled hypoeutectic Ni-Ni3B alloy melt [J]. Journal of Materials Research, 2013, 28(14): 1891-1902.

[37] Mullis A M, Clopet C R. On the origin of anomalous eutectic growth from undercooled melts: Why re-melting is not a plausible explanation[J]. Acta Materialia, 2018, 145: 186-195.

[38] Li J, Liu Y, Lu Y, et al. Structural evolution of undercooled Ni-Cu alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 1998, 192(3-4): 462-470.

[39] Liu L J, Wei X X. Investigation of the origin of anomalous eutectic formation by remelting thin-gauge samples of an Ag-Cu eutectic alloy[J]. Scripta Materialia, 2020, 171(1): 72-76.

精铸用

石英砂、石英粉、铝矾土、高铝砂

灵寿县德泰矿产品有限公司是一家专业从事非金属矿物的生产厂家，设备先进，技术力量雄厚。

让客户满意是我们的宗旨

化学成分

石英砂	石英粉	铝矾土	高铝砂
SiO_2≥98.7%	SiO_2≥98.7%	Al_2O_3≥55%	Al_2O_3≥52%

地　址：河北省灵寿县洞里工业区
电　话：0311-82617801(传真)，15175156717
联系人：刘喜亮