

快速凝固耐热铝合金中的弥散相及其热稳定性

董寅生

(东南大学机械工程系 南京 210096)

沈 军 杨英俊 李庆春

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院 哈尔滨 150001)

文 摘 综述了快速凝固耐热铝合金中金属间化合物弥散相的研究现状,介绍了常见耐热铝合金中存在的弥散相、快速凝固工艺对弥散相形成的影响和弥散相的热稳定性及其影响因素。简要概述了弥散相的数量、分布、形状等和耐热铝合金常温和高温力学性能之间的关系。

关键词 快速凝固,耐热铝合金,弥散相,热稳定性

Dispersoids and Their Thermal Stability in Rapidly Solidified High Temperature Aluminum Alloys

Dong Yinsheng

(Department of Mechanical Engineering, Southeast University Nanjing 210096)

Shen Jun Yang Yingjun Li Qingchun

(School of Material Science and Technology, Harbin Institute of Technology Harbin 150001)

Abstract The current status of research work on intermetallic compound dispersoid in rapidly solidified elevated temperature aluminum alloys is reviewed. The dispersoid existing in common elevated temperature aluminum alloys, effect of rapid solidification processing on the formation of dispersoid and their thermal stability are described. The relationship between the volume fraction, distribution, shape of dispersoid and the normal, elevated temperature mechanical properties of aluminum alloys is outlined briefly in this paper.

Key words Rapid solidification, Elevated temperature aluminum alloys, Dispersoid, Thermal stability

快速凝固技术可以突破传统铸锭冶金方法的局限性,细化合金组织,减小偏析,扩大合金元素在基体中的固溶极限,产生新的非平衡合金相等。快速凝固不仅使合金的微观组织结构发生许多引人注目的变化,相应的性能有了很大的改善,而且可以研制具有不同成分和组织结构、性能优异的新型合

金^[1~8]。应用快速凝固技术在铝中加入大量的过渡族元素和镧系元素,在随后的热加工或使用过程中形成弥散分布的金属间化合物,使合金的耐热性得到大幅度的提高,使用温度可以达到 300 以上^[1~11]。在耐热铝合金中,合金的性能受弥散相的数量、大小、分布和晶体结构等的影响,近 20 年来,

收稿日期:1998-12-15

董寅生,1963 年出生,副教授,主要从事新型金属材料方面的研究工作

在弥散强化快速凝固耐热铝合金的研究开发方面取得了令人鼓舞的成就。

1 合金种类及弥散相

在不同成分的耐热铝合金中,弥散相的组成和结构差别很大。耐热铝合金以 Al - Fe 为基本成分的最多,在 Al - Fe 二元合金中,快速凝固条件下主要形成亚稳相 Al_6Fe 和 Al_mFe ^[12~14]。 Al_6Fe 是斜方结构,晶格常数为 $a = 0.649 \text{ nm}$, $b = 0.744 \text{ nm}$, $c = 0.879 \text{ nm}$, Al_mFe ($m = 4.2 \sim 4.4$) 为体心正方结构, $a = 0.884 \text{ nm}$, $c = 2.160 \text{ nm}$ 。

Al - Fe 合金中加入第三组元,就形成 Al - Fe - X 三元合金系。Al - Fe - Ce^[14] 中快速凝固时析出的亚稳相和 Al - Fe 合金中基本相同,在 Al - Fe - Mo 中^[15,16],Mo 取代部分 Fe 形成 $Al_6(Fe, Mo)$,而在 Al - Fe - Si 合金中形成体心立方结构的 $-(Al, Fe, Si)$ 相^[13,17],空间群为 Im3,晶格常数为 $a = 1.25 \text{ nm}$ 。

四元 Al - Fe - V - Si 合金中^[10,11,18],由 V 代替部分 Fe 析出类似于 $-(Al, Fe, Si)$ 的体心立方相,其化学式可表示为 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$,晶格常数在 $1.25 \text{ nm} \sim 1.26 \text{ nm}$ 之间。研究中也发现,在 $-(Al, Fe, Si)$ 相中,其它的过渡族金属元素 Mo、Zr 等也可以单独或同时取代部分 Fe,形成相同结构的弥散相,晶格常数也都接近^[19~22]。

对 Al - 5.1Cr - 1.4Zr 合金进行的研究表明^[23],冷却速度小于 500 K/s 时,会形成 $Al_{11}Cr_2$ 平衡相,高于该冷却速度而低于 10^4 K/s 时,析出 $Al_{13}Cr_2$,进一步提高冷却速度,析出物全部被抑制,形成单一 $-(Al)$ 相。

Al - (Zr, Ti, V) 系是又一个研究较多的合金体系^[24~27],在快速凝固状态下可以形成有序立方亚稳相 $Ll_2 - Al_3(Zr, Ti, V)$,相应于 Al_3Zr 、 Al_3Ti 、 Al_3V 的晶格常数分别为 0.4090 nm 、 0.4045 nm 和 0.3967 nm ,与铝的晶格常数非常接近。

近期,Guo 等研究者对含铜的 Al - Cu - Fe 系合金进行了研究^[28,29],快速凝固条件下,合金中析出一种立方相,其化学式可以表示为 $Al_{17}Cu_5Ce_2Fe$,晶格常数为 0.8531 nm ,接近于铝晶格常数的二倍。范洪波^[30]在类似成分的合金中加入 Ni,析出相为立方相 $Al_{17}Cu_5CeNiFe$,与 $Al_{17}Cu_5Ce_2Fe$ 的晶体结构相同,晶格常数非常接近。

2 快速凝固工艺对弥散相析出的影响

— 2 —

不同成分的耐热铝合金对冷却速度的敏感性不同。Al - Cr - Zr - (Mn) 合金中,加入的合金元素含量较低,在合金的扩展固溶极限范围内,所以合金元素的集聚和析出倾向较小,可以应用低至 10^{-3} K/s 的冷却速度冷却^[18,19]。

对于 Al - Fe 系合金,合金元素的集聚和析出倾向大,一般要求较高的冷却速度,以防止如 Al_3Fe 之类的含 Fe 平衡稳定相形成。Allied Signal 公司生产 FVS0812 和 FVS1212^[11],是用平面流铸造法生产快速凝固薄带,然后再切碎成金属粉末进行固结成型,在快凝薄带中即可观察到 $40 \text{ nm} \sim 50 \text{ nm}$ 的 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 析出相。合金如果用雾化法生产,将形成大量大于 $0.1 \mu\text{m}$ 的金属间化合物和一些六方结构的 Al_8Fe_2Si 相,使合金产生脆性,除非雾化时粉末颗粒小于约 $5 \mu\text{m}$ 。Hariprasad 等人^[31]用喷射成形工艺进行了制备 Al - 8Fe - 1.2V - 1.7Si 合金的试验,由于喷射成形时冷却速度较低,不仅使弥散相尺寸分布大小不均匀,而且有粗大的多角形析出物。

而至于 Al - (Zr, Ti, V) 系合金,现有的快速凝固工艺在合金中可获得的极限固溶度仍很低,即使用冷却速度较高的熔体旋淬法,合金中形成的亚稳相体积分数也不超过 5% ^[32],不能满足耐热铝合金的要求,目前只是与其它合金系统相配合应用。

总之,耐热铝合金是应用快速凝固技术发展起来的,只有在快速凝固条件下,耐热铝合金中才能析出大量细小的弥散相粒子,否则将析出粗大的平衡相,损害合金的性能。但由于合金种类对冷却速度敏感性不同,实际中可以根据合金种类,选择不同的生产工艺过程。

3 弥散相的热稳定性

3.1 高温时的相转变

耐热铝合金中快速凝固时形成的亚稳相,在加热到一定温度时会发生分解或结构变化。Al - Fe 系合金中,在 350°C 左右一般都会有单斜结构的平衡稳定相 Al_3Fe 析出,多元 Al - Fe 系合金中还会有其它相应的金属间化合物形成,如在 Al - Fe - Ce 合金中,时效后形成正方结构的 Al_8Fe_4Ce 、斜方结构的 $Al_{10}Fe_2Ce$ ^[33];Al - Fe - Mo 合金中,时效后还会有体心立方的 $Al_{12}Mo$ 形成^[16]。而在 Al - Fe - V - Si 合金中,亚稳析出相 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 具有很高的稳定性,可以保持到 600°C 而不发生分解,在 650°C 保温宇航材料工艺 2000 年 第 2 期

25 h 后,才有六方结构的 $(Al, Si)_3Fe_4$ 生成^[34],呈带状分布。Al - Cu - Fe 系合金在高于 425 退火后,立方析出相发生分解,形成正方结构的 Al_7Cu_2Fe 相。

具有时效强化特点的 Al - Cr - Zr 合金,在时效处理过程中除形成立方结构的亚稳相 Al_3Zr 外,还会形成 $Al_{13}Cr_2$ ^[23]。在 Al - (Zr, Ti, V) 系合金中,时效过程中析出有序立方亚稳相 $L_{12} - Al_3(Zr, Ti, V)$ ^[24, 25]。

总的来说,各种耐热铝合金中快速凝固条件下形成的亚稳相,一般可以在 300 左右的温度长期稳定存在,而 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 和 $L_{12} - Al_3(Zr, Ti, V)$ 在

425 时仍然不会发生变化。大多数的研究都发现,稀土类元素有提高亚稳相转变温度的作用,与 Al - 8Fe 合金相比,Al - 8Fe - 4Ce 中平衡相 Al_3Fe 形成温度由 443 提高到 488^[8]。

3.2 弥散相的粗化及影响因素

影响弥散相粗化的因素,主要有弥散相中组成元素原子的扩散速度和析出相与基体之间的界面能。在耐热铝合金中,加入的合金元素都是在铝中扩散速度很低的过渡族或镧系元素(表 1),在选择合金元素时已经考虑到其扩散速度,所以研究重点是影响弥散相和基体之间界面能的弥散相形态及其与基体的晶格匹配关系。

表 1 合金元素在铝合金中的固溶度和扩散速度^[1, 5, 6, 9]

Tab. 1 Solid solubility and diffusivity of alloy elements in aluminum alloy systems

合金系统	平衡固溶度 / % (原子分数)	快速凝固能达到的最大扩展固溶度 / % (原子分数)	427 时的扩散通量 / % $cm^2 s^{-1}$ (原子分数)
Al - Ti	0.16	0.2 ~ 2.0	3.86×10^{-15}
Al - V	0.2	1.4 ~ 2.0	3.94×10^{-15}
Al - Zr	0.07	1.2 ~ 1.5	6.6×10^{-17}
Al - Fe	0.026	0.5 ~ 5.0	1.12×10^{-15}
Al - Cr	0.42	5.0 ~ 7.0	2.3×10^{-14}
Al - Ni	0.023	1.2 ~ 7.7	8.4×10^{-15}
Al - Ce	0.01	1.9	8.4×10^{-16}

一方面,复杂晶体结构的弥散相对称性较差,往往形成针状、片状等在某一个或两个方向尺寸较大的析出物,且和基体之间界面能较高,高温时易发生粗化。如在 Al - Fe 系合金中形成的针状 Al_3Fe ,高温时针状相很快沿长度方向长大发生粗化^[16, 17]。所以从弥散相的形态来说,希望析出相为球状。

另一方面,弥散相和基体之间的晶格错配度小时,界面能量较低,弥散相粗化速度缓慢。在 Al - Fe - V - Si 合金中,立方结构的 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 以球状析出,而且和基体晶格有一定的匹配关系,但随着合金中 Fe/V 比值的不同,析出相的晶格常数发生变化(图 1),和基体之间的晶格错配度发生变化,其粗化速度也随之变化,但与其它 Al - Fe 系合金相比,由于 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 具有较好的形态和小的晶格匹配度,粗化速度仍然比 Al - Fe - Ce 和 Al - Fe - Mo

- V 中的弥散相低很多(表 2)。

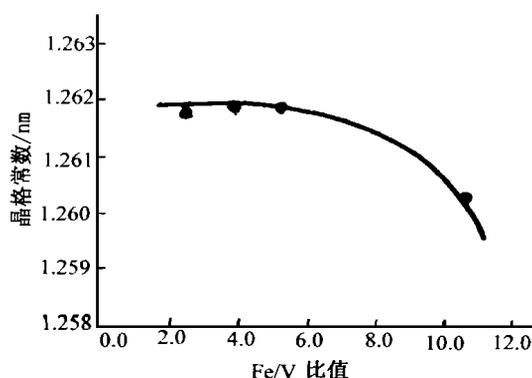


图 1 弥散相 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 的晶格常数随合金中 Fe/V 比值的变化

Fig. 1 Variation of the lattice constant of $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ phase with Fe/V ratio

表 2 425 时几种金属间化合物弥散相的粗化速度
Tab.2 Coarsening rates of several kinds of intermetallic compound dispersoid at 425

弥散相	粗化速度/ $m^3 h^{-1}$
$Al_{12}(Fe, V)_3Si (Fe/V = 10)$	8.4×10^{-27}
$Al_{12}(Fe, V)_3Si (Fe/V = 5)$	2.9×10^{-26}
Al_3Fe	2.2×10^{-23}
$Al_3(Fe, Mo, V)$	1.7×10^{-23}
Al_8Fe_4Ce	4.2×10^{-23}

关于弥散相和基体晶格匹配关系,对 Al - (Zr, Ti, V) 系合金也进行过大量的研究^[24~26]。Han 等人认为,相应于 L1₂ 亚稳相 Al₃Zr、Al₃Ti、Al₃V 的晶格常数分别为 0.4090 nm、0.4045 nm 和 0.3967 nm,形成 L1₂ - Al₃(Zr_{1-x-y}Ti_xV_y) 时,在理想条件下,其晶格常数应介于最大的 Al₃Zr 和最小的 Al₃V 之间,可以表示为:

$$a = 0.4090 - 0.0123x - 0.0045y \quad (1)$$

Al 在 698 K 时的晶格常数 $a_0 = 0.40596$ nm,则两者之间的错配度可以表示为:

$$= \frac{a - a_0}{a_0} \times 100\% \quad (2)$$

根据错配度最小,即 $\epsilon = 0$ 来配制合金,得到令人满意的结果。Porameswaran^[26]对 Al₃(Zr_xV_{1-x}) 弥散相的研究表明,当 $x = 0.25$,也即析出物为 Al₃(Zr_{0.25}V_{0.75}) 时,析出物为细小球状,具有较高的热稳定性。用 Ti 代替 V,类似的析出物 Al₃(Zr_{0.75}Ti_{0.25}),在 698 K 时的稳定性高于 Al₃(Zr_{0.125}Ti_{0.875})。若用 (2) 式计算 Al₃(Zr_{0.25}V_{0.75})、Al₃(Zr_{0.75}Ti_{0.25}) 和 Al₃(Zr_{0.125}Ti_{0.875}) 与铝基体的错配度分别为 -0.08 和 -0.006 及 -1.902,实验结果与理论预测结果符合得很好。

不仅在 Al - Ti - V - Zr 合金中,在其它耐热铝合金中,大部分金属间化合物中的不同合金元素之间也可以互相替代,Al - Cr - Zr - X (X = Nb, Mo,

W)、Al - Fe - V - Si 以及 Al - Cu - Fe 等合金系的研究中都发现过渡族元素和镧系元素之间的互相替代作用^[19~23,28~30]。利用合金元素的这种性质,有希望在一定的成分范围内调整弥散相的化学组成,减小其和基体间的错配度,进一步提高其热稳定性。但除 Al - (Zr, Ti, V) 系合金外,这方面的研究还不多。此外,弥散相由多种元素组成时,在一定的条件下,其粗化受扩散速度最慢的元素控制^[30],这就有可能在一定条件下,往合金中加入某些固溶度大的合金元素,以增加合金元素含量,在不影响弥散相热稳定性的前提下,增加其体积分数,进一步提高合金的性能。

4 弥散相对合金力学性能的影响

弥散强化是合金强化的主要手段之一,就弥散相对合金力学性能的影响也进行了大量的研究。在耐热铝合金中,除 Al - Cr - Zr 系合金是靠固溶强化和弥散强化共同起强化作用外,其它合金中固溶元素量很少,合金元素基本都以弥散相析出,弥散相是合金强化的主要因素,其数量、分布等对合金力学性能有很大的影响。

首先是弥散相的数量,合金的室温和高温强度都随弥散相体积分数的增加而提高,但其延伸率有所降低(表 3)。其次,是弥散相的大小和分布,图 2 是喷射成形和平面流铸造 Al - 8.5Fe - 1.2V - 1.7Si 合金的性能比较。化学成分相同的合金,其弥散相的体积分数相等,但由于喷射成形工艺制备合金时形成的弥散相尺寸较大,且分布不均匀,所以比平面流铸造的同样成分合金的室温和高温强度都低。再次,是弥散相的晶体结构。对称性好的立方和正方结构析出物易以球状存在,对合金性能损害小,而且由于立方结构滑移系多,有一定的变形能力,所以立方结构的析出物对改善合金的塑性性能有好处。而其它结构的析出物易形成不规则形状,如针状、片状等,在一定程度上对合金的力学性能造成损害^[30,33,35]。最后,是弥散相和基体之间的晶格错配度。Al - Fe - V - Si 合金中弥散相 Al₁₂(Fe, V)₃Si 晶格常数随合金中 Fe/V 比值的变化如图 1 所示,研究表明^[18],在同样体积分数的粒子含量时,随合金中 Fe/V 比的增加,弥散相晶格常数变小(图 1),合金室温屈服强度降低(图 3),高温强度也同样较低(图 4)。

表 3 快速凝固耐热铝合金室温和高温力学性能^[1,9,13]

Tab.3 Mechanical properties of rapidly solidified aluminum alloys at room and elevated temperatures

合金化学成分 / % (质量分数)	弥散相体积 分数 / %	室温性能			高温性能(315)		
		σ_s / MPa	σ_t / MPa	ε / %	σ_s / MPa	σ_t / MPa	ε / %
Al - 5.5Fe - 0.5V - 1.0Si	16	310	352	16.7	172	193	17.3
Al - 8.5Fe - 1.3V - 1.7Si	27	414	462	12.9	255	276	11.0
Al - 11.7Fe - 1.15V - 2.4Si	36	531	559	7.2	297	303	6.8

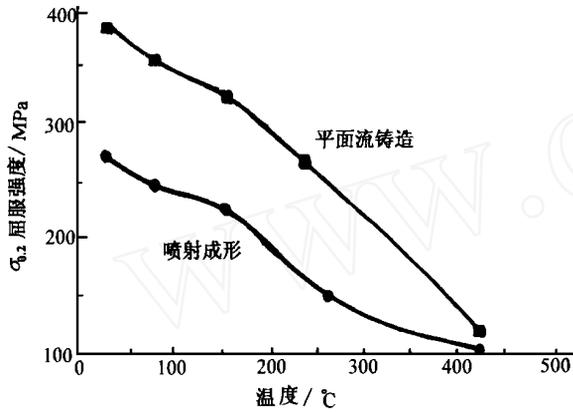


图 2 不同温度下平面流铸造和喷射成形 Al - 8.5Fe - 1.2V - 1.7Si 耐热铝合金屈服强度比较

Fig.2 Yield strengths of the Al - 8.5Fe - 1.2V - 1.7Si alloys by the planer flow casting and spray forming at different temperatures

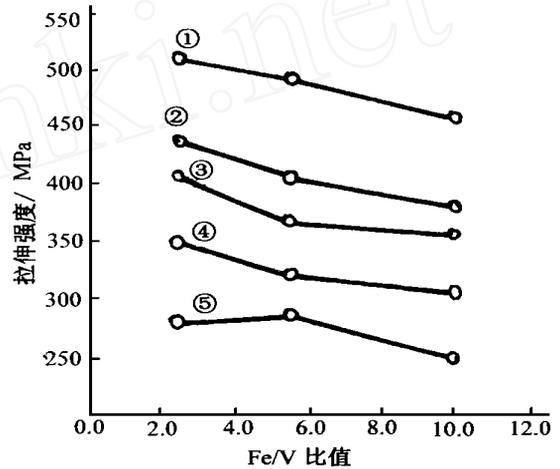


图 4 弥散相体积分数相同时 Fe/ V 比
对合金高温强度的影响^[14]

—297 K; —422 K; —477 K; —533 K; —588 K。

Fig.4 Effect of Fe/ V ratio on elevated temperature strength of the alloys with constant volume fraction of doispersoid

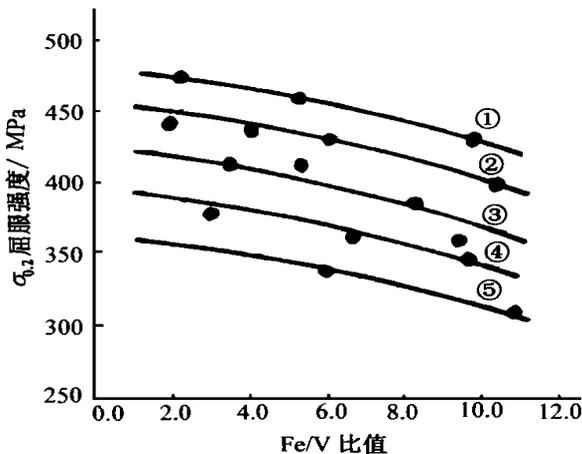


图 3 弥散相体积分数相同时 Fe/ V
比对合金屈服强度的影响^[14]

—24 % (体积分数,下同); —22 %;
—20 %; —18 %; —16 %。

Fig.3 Effect of Fe/ V ratio on the yield strength of the alloys
with constant volume fraction of doispersoid

宇航材料工艺 2000 年 第 2 期

5 结束语

在耐热铝合金中,金属间化合物弥散相的组织结构、形态和稳定性等对合金的性能起决定性的影响,近 20 年来对此进行了大量研究。今后,随着研究工作的继续进行,对现有合金中弥散相的研究会进一步深入,相信会有新的合金不断涌现,并且会有新的弥散相被发现,耐热铝合金将会在宇航、汽车等工业中得到更广泛的应用。

参考文献

- 1 Fores F H, Kim Y W, Hehmann F. Rapid solidification of Al, Mg, Ti. J. Metals. , 1987;40(8) :14 ~ 21
- 2 Das S K, Davis L A. High performance aerospace alloys via rapid solidification processing. Mater. Sci. Eng. , 1988;98 :1 ~ 12
- 3 Suryanarayana C, Froes F H, Krishnamurthy S et al. Development of light alloys by rapid solidification processing. Int. J. Powder Metall. , 1990 ;26(2) :117 ~ 129

- 4 Bunk W G J. Aluminum RS metallurgy. Mater. Sci. Eng. , 1991 ;A134 :1 087 ~ 1 097
- 5 Griffith W M , Sanders R E , Hildeman G J. Elevated temperature aluminum alloys for aerospace applications. In: Koczak M J , Hildeman G J eds. High-strength powder metallurgy aluminum alloys , TMS Publications , Warrendale , PA , 1982 :209 ~ 224
- 6 Lavernia E J , Ayers J D , Srivatsan T S , Rapid solidification processing with specific application to aluminum alloys. Inter. Mater. Rep. , 1991 ;37(1) :1 ~ 44
- 7 Fores F H , Kim Y W , Krishnamurthy S. Lightweight metals using rapid solidification. Key Engineering Materials , 1989 ;29 ~ 31 :249 ~ 274
- 8 Couper M J , Luster J W , Thumann M. Development of elevated temperature powder metallurgy aluminum alloys. Inter. Powder Metall. , 1991 ;23(1) :7 ~ 15
- 9 Fores F H. Dispersion strengthened aluminum alloys (I). Met. Powder Rep. , 1988 ;43(5) :342 ~ 348
- 10 Chellman D J , Ekvall J C , Rainen R A. Elevated temperature PM aluminum alloys for aircraft structure. Met. Powder Rep. , 1988 ;43(10) :672 ~ 675
- 11 Gilman P S , Das S K. Rapidly solidified aluminum alloys for high temperature/ high stiffness application. Met. Powder Rep. , 1989 ;44(9) :616 ~ 620
- 12 Jha S C , Sanders T H. Microstructure of melt-spun Al - Fe And Al - Fe - Ce alloys. In: Hildeman G J , Koczak M J eds. High-strength powder metallurgy aluminum alloys II , TMS Publications , Warrendale , PA , 1986 :243 ~ 255
- 13 Skjerpe P. Intermetallic phases formed during DC-casting of an Al - 0.25 Wt Pct Fe - 0.13 Wt Pct Si alloy. Metall. , Trans. A , 1987 ;18A :189 ~ 200
- 14 Chandrasekaran M , Lin Y P , Vincent R et al. Structure and stability of some intermetallic phases in rapidly solidified Al - Fe. Scr. Metall. , 1988 ;22 :797 ~ 802
- 15 Ehrström J C , Pineau A. Mechanical properties and microstructure of Al - Fe - X alloys. Mater. Sci. Eng. A , 1994 ;A186 :55 ~ 64
- 16 Loucif K , Vigier G , Merle P. Microstructural stability of rapidly quenched Al - Fe - Mo alloys. Mater. Sci. Eng. , 1995 ;A190 :187 ~ 192
- 17 Bendersky L A , Kaufman M J , Boettinger M J et al. Solidification of "amorphous" phase in rapidly solidified Al - Fe - Si alloy. Mater. Sci. Eng. , 1988 ;98 :215 ~ 216
- 18 Skinner D J , Bye R L , Raybould D et al. Dispersion strengthened Al - Fe - V - Si alloys. Scr. Metall. , 1986 ;20(6) :867 ~ 872
- 19 Vasudevan V K , Fraser H L. The microstructure of rapidly solidified and heat-treated Al - 8Fe - 2Mo - Si alloys. Mater. Sci. Eng. , 1988 ;88 :131 ~ 136
- 20 Vasudevan V K , Fraser H L. Identification of precipitates in rapidly solidified and heat-treated Al - 8Fe - 2Mo - Si alloy. Scr. Metall. , 1987 ;21 :1 105 ~ 1 110
- 21 戴圣龙. 快速凝固高温铝合金相变过程及其强化机制的研究. 博士学位论文 , 北京航空材料研究所 , 1993
- 22 汤亚力. 快凝高温铝合金的显微结构及凝固过程研究. 博士学位论文 , 清华大学 , 1997
- 23 Adkins N J E , Tsakiroopoulos P. Rapid solidification of Al - Cr - Zr - Mn alloys. Mater. Sci. Eng. , 1991 ;A134 :1 158 ~ 1 161
- 24 Han S Z , Chung S C , Lee H M. Alloy design and coarsening phenomenon of LL_2 precipitates in high temperature Al - 2At. Pct (Ti , V , Zr) system. Metall. Mater. Trans. A , 1995 ;26A(7) :1 633 ~ 1 639
- 25 Lee H M , Lee J , Lee Z H. Lattice misfit variation of Al_3 (Ti , Zr , V) in Al - Ti - V - Zr alloys. Scr. Metall. , 1992 ;25(3) :517 ~ 520
- 26 Prameswaran V R , Weertman J R , Fine M E. Coarsening behavior of LL_2 phase in an Al - Zr - Ti alloy. Scr. Metall. , 1989 ;23(1) :147 ~ 150
- 27 Lee H M. Design of high-temperature high-strength Al - Ti - V - Zr alloys. Scr. Metall. , 1990 ;24(120) :2 443 ~ 2 446
- 28 Guo J Q , Kita K , Kazama N S et al. Mechanical properties , microstructure and crystal structure of $Al_{98-3x}Cu_{2x}Fe_xCe_1Zr_1$ ($x = 1 \sim 3$ at. %) alloys extruded from their atomized powders. Mater. Sci. Eng. A , 1995 ;A203 :420 ~ 426
- 29 Guo J Q , Kazama N S. Mechanical properties of rapidly solidified Al - Ti - Fe , Al - Cu - Fe and Al - Fe - Cu - Ti based alloys extruded from their atomized powders. Mater. Sci. Eng. , 1997 ;A232 :177 ~ 182
- 30 范洪波. 喷射成形 $Al_{98-3x}Cu_{2x}Fe_xNi_1Ce_{0.5}Zr_{0.5}$ 合金微观组织及力学性能. 博士学位论文 , 哈尔滨工业大学 , 1998
- 31 Hariprasad S , Sastry S M L , Jerian K L et al. Deformation characteristics of the rapidly solidified Al - 8.5 % Fe - 1.2 % V - 1.7 % Si alloy. Metall. Trans. A , 1993 ;29A(4) :463 ~ 466
- 32 Chen Y C , Fine M E , Weertman J R. Coarsening behavior of LL_2 structured Al_3 (Zr_xV_{1-x}) precipitates in rapidly solidified Al - Zr , V alloy. Scr. Metall. , 1987 ;21 :1 003 ~ 1 008
- 33 Angers L , Fine M E , Weertman J R. Effect of plastic deformation on the coarsening of dispersoids in a rapidly solidified Al - Fe - Ce alloy. Metall. trans. A , 1987 ;18A :555 ~ 562
- 34 Wang J Q , Tseng M K , Chen X F et al. An investigation on the microstructural stability of rapidly solidified Al - Fe - V - Si alloy ribbon. Mater. Sci. Eng. , 1994 ;A179/180 :412 ~ 415
- 35 Lee J C , Lee S , Lee D Y et al. On the embrittlement of a rapidly solidified Al - Fe - V - Si alloy after high-temperature exposure. Metall. trans. A , 1991 ;22A :853 ~ 858