

Nd 变质过共晶 Al-17.5%Si 合金的微观组织和断口形貌

石为喜, 高 波, 涂赣峰, 李世伟

(东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004)

摘 要: 采用单一稀土元素 Nd 对过共晶 Al-17.5%Si 合金进行变质; 采用扫描电镜、金相显微镜、电子探针、透射电镜及 X 射线衍射等方法对变质前后合金的微观组织、成分和相组成进行分析; 并对变质前后合金的断口形貌进行分析。结果表明: 加入 0.3%Nd(质量分数)到过共晶 Al-17.5%Si 合金中可同时变质初生硅和共晶硅, 经过变质处理后, 初生硅的形状由星形和不规则形状变为块状, 尺寸由 40~60 μm 减小到 10~30 μm , 共晶硅由长针状变成球状或短棒状; 初生硅区域的主要成分是硅, 中心边缘几乎检测不到 Nd 元素, Nd 沿晶界分布; 与未变质合金相比, 经 0.3%Nd 变质后的 Al-17.5%Si 合金硅相上孪晶密度增大, 变质后的合金中没有生成新相, $\alpha(\text{Al})$ 相和硅相的晶格常数变大; 经 0.3%Nd 变质后, 合金的整体性能大幅度提高, 抗拉强度提高了 35.8%, 从 120 MPa 提高到 163 MPa, 伸长率从 0.8% 提高到 2.2%, 提高了 175%。

关键词: 过共晶铝硅合金; 稀土; 钕; 变质; 初生硅; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Microstructure and fracture morphology of hypereutectic Al-17.5%Si alloy modified with Nd

SHI Wei-xi, GAO Bo, TU Gan-feng, LI Shi-wei

(School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China)

Abstract: Pure Nd was adopted to modify the hypereutectic Al-17.5%Si alloy. The morphology, composition and phase of alloys before and after modification were analyzed by SEM, OM, EPMA, TEM and XRD. The fracture morphologies of the alloy were analyzed by SEM before and after modification. The results show that 0.3% Nd, (mass fraction) can effectively refine the primary and eutectic silicon in alloy. The morphology of primary silicon after modification transforms from pentagonal and irregular shape to block, and the grain size of primary silicon is refined from 40~60 μm to 10~30 μm . A majority of eutectic silicon changes from acicular or lamellar morphology to small short rod. No Nd is detected in the center and edge of silicon, Nd distributes along the grain boundary. The twinning density in modified Si crystals is much higher than that of the initial sample. No new phase forms, and the lattices of silicon and aluminum increase after modification. The tensile strength of the alloy modified by 0.3%Nd increases by about 35.8% from 120 MPa to 163 MPa, and its elongation increases by about 175% from 0.8% to 2.2%.

Key words: hypereutectic Al-Si alloys; rare earth; neodymium; modification; primary silicon; mechanical properties

过共晶铝硅合金由于其优良的性能, 如良好的耐磨性、耐腐蚀性和较低的热膨胀系数等被广泛的应用于汽车零部件, 特别是在活塞工业中^[1-4]。然而过共晶铝硅合金中的初生硅在通常铸造条件下非常粗大, 并且

形成星状和不规则的形状^[5-9]。因为在决定合金力学性能方面, 过共晶铝硅合金中的初生硅的尺寸和形状起了关键作用, 因此, 初生硅需经细化变质以获得良好的力学性能^[10-14]。稀土不仅具有良好的变质长效性和

重熔稳定性,还能有效地细化晶粒,兼有较好的精炼净化作用,可显著提高合金的力学性能^[15-16]。目前,关于稀土变质铝硅合金的研究报道很多,其中变质效果较好的主要有 La、Ce、Eu 及混合稀土的变质^[17-19]。稀土元素 Nd 对镁合金的影响研究较多,Nd 对提高合金常温、高温力学性能以及抵抗高温蠕变有积极的作用^[20-21],因此,本文作者采用单一稀土元素 Nd 作为变质剂对过共晶 Al-17.5%Si 合金进行变质研究,研究单一稀土元素 Nd 对过共晶 Al-17.5%Si 合金微观组织和力学性能的影响,采用 SEM,EPMA 和 TEM 等手段分析改性前后微观结构尤其是初生硅尺寸、形态和分布的变化,同时分析稀土元素 Nd 在改性后合金中的分布情况,并从细化初生硅和共晶硅以及拉伸断口形貌来探讨稀土改性机理。

1 实验

实验中所选用 Al (99.7%)、工业结晶硅(99.99%)、Nd (99.5%),在电阻炉中制备过共晶铝硅合金。实验合金的名义化学成分列于表 1 中。

表 1 合金的名义化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of the alloys

Alloy	Mass fraction/%		
	Al	Si	RE
Unmodified sample	Bal.	17.5	0
Modified sample	Bal.	17.5	0.3

用铝箔包覆 Nd 经 720~760 时加入到合金中,在 750 保温 20 min 后注入长 150 mm、直径为 15 mm 的铁模具中,获得改性样品。未改性样品在不加稀土元素 Nd 的条件下采用同样的步骤制得。在铸件的底部截取 10 mm,然后经过机械打磨和抛光制得金相试样。用金相和扫描电子显微镜(SEM,装有 EDS 设备的 SSX-550 型)分析样品变质前后微观形貌的变化。在做组织观察前试样表面用 0.5%HF(质量分数)酸处理。采用电子探针分析改性后样品中的元素分布情况。采用标准方法制备透射电镜试样,分析改性前后合金中硅晶体中的孪晶密度的变化情况。试块加工成 d 10 mm 的标准短比例拉伸试样,标距长为 50 mm。采用 CMT5105 型微机控制电子万能试验机进行拉伸强度实验,室温条件下以位移速度 1 mm/min 进行。拉伸测试样品在每个铸件同样的位置取样,试样拉断后其

断口采用扫描电镜进行断口形貌观察与分析。

2 结果与讨论

2.1 合金的微观结构

未变质和变质的 Al-17.5%Si 合金中初生硅的微观结构特征如图 1 所示。图 1(a)所示为经过腐蚀处理后未改性样品的显微照片。由图 1(a)可知,初生硅呈典型的星状和不规则形状,并且其尺寸比较粗大甚至达到 60 μm 以上。图 1(b)所示为加入 0.3%Nd 改性样品的显微照片。由图 1(b)可知,初生硅的形状从星状和不规则的形状变成了较细的多面体形状,初生硅的尺寸减小到 10~30 μm ,这表明稀土 Nd 可以有效变质初生硅。

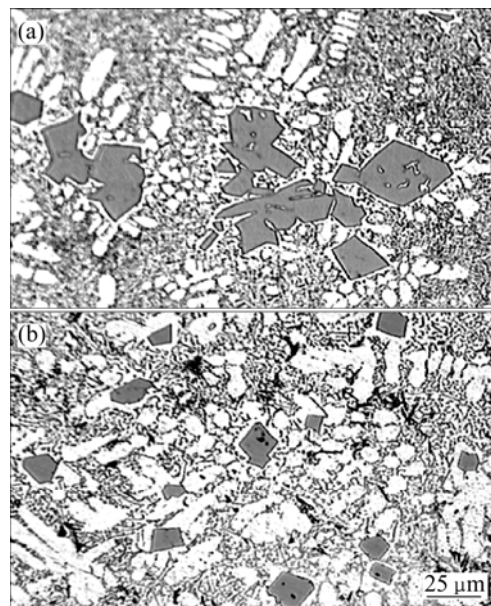


图 1 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金中初生硅的微观结构

Fig.1 Microstructures of primary silicon in Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloys

从图 1 可以看出:Al-17.5%Si 合金中初生硅主要呈星状和不规则形状,变质后主要以多面体形式出现,且晶粒尺寸大幅度减小,初生硅形态也发生改变。为了了解改性后合金中各个元素的分布情况,对 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金样品进行电子探针分析,其结果如图 2 和 3 所示。

从图 2 和 3 可以看出,初生硅区域的主要成分为硅,中心边缘几乎检测不到 Nd 元素,这说明 Nd 并没有吸附在硅相生长界面,所以用吸附理论和异质形核

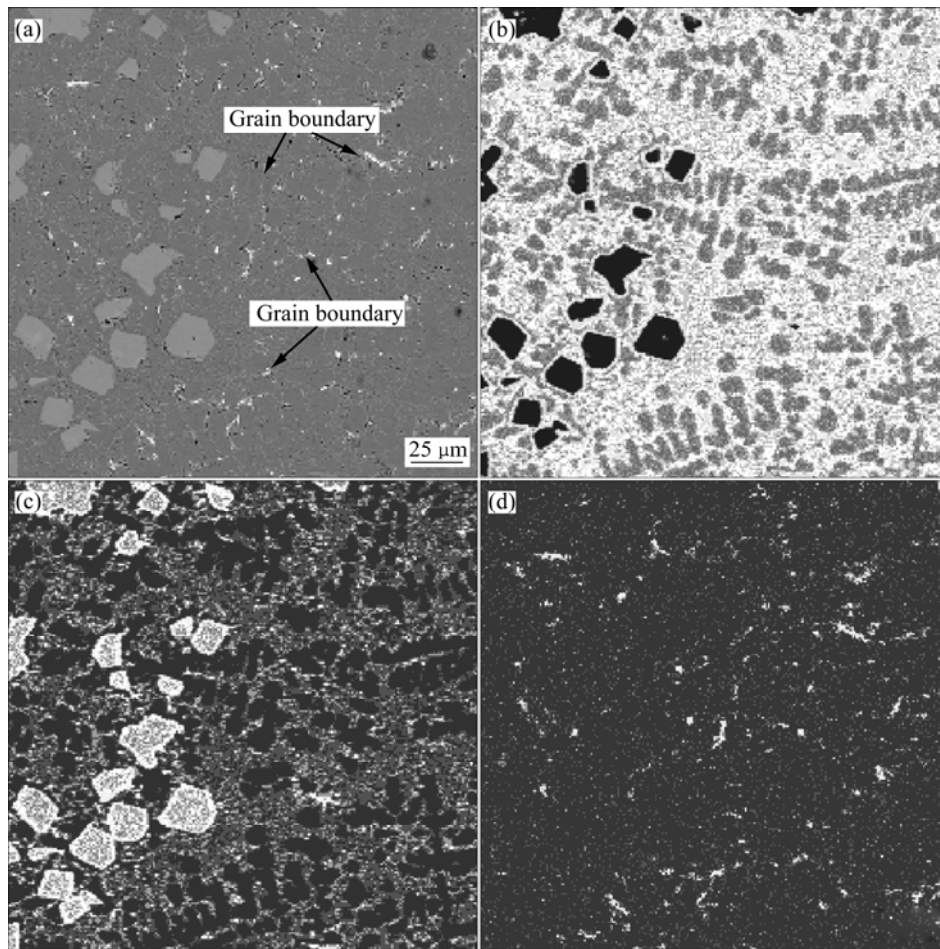


图 2 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金的形貌及元素面扫描分布

Fig.2 Microstructure(a) of Al-17.5%Si-0.3%Nd alloy and plane scanning distribution of elements Al(b), Si(c) and Nd(d)

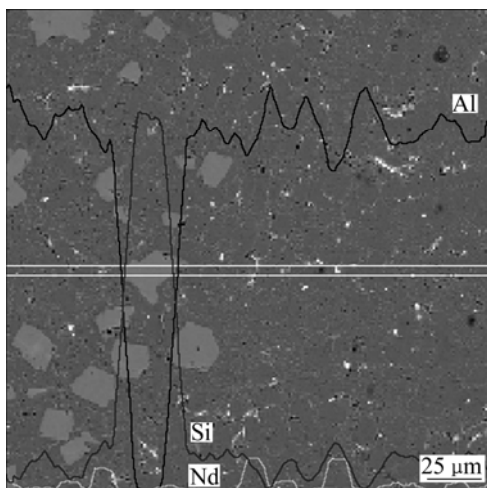


图 3 变质后合金中元素线扫描分布曲线

Fig.3 Element line scanning curves in modified alloy by EPMA

理论都无法解释 Nd 对 Al-17.5%Si 合金初生硅的变质机理。同时, Nd 主要分布在晶界, 这种分布状态可能

会导致在熔体冷凝过程中, 稀土分布在固液界面, 阻碍硅向生长界面扩散, 影响硅相的生长, 从而减缓初生硅的生长, 达到细化效果, 因此, 成分过冷理论可以用来解释本实验中 Nd 对 Al-17.5%Si 合金中初生硅的变质机理, 这和文献[22]报道的结果一致。

此外, CHANG 等^[17]也从稀土影响初生硅生长方面来阐释变质机理, 认为稀土降低了初晶温度和共晶反应温度, 缩短了初生硅的冷凝时间, 造成快速冷凝。结果降低了硅原子的活动能力, 从而减小初生硅的尺寸。这和本文作者的研究结果比较一致。

未变质和变质的 Al-17.5%Si 合金中共晶硅的微观结构如图 4 所示。Al-17.5%Si 合金中的共晶硅呈长针状(见图 4(a)); 加入 0.3%Nd 后, 合金中的共晶硅形貌(见图 4(b)), 大部分共晶硅由长针状变成球状或短棒状, 这表明稀土 Nd 也可以有效变质共晶硅。

为了更进一步分析稀土改性前后合金微观结构的变化, 对改性前、后的样品进行了 TEM 分析。图 5 所示为显示改性前、后 Al-17.5%Si 中孪晶密度变化的

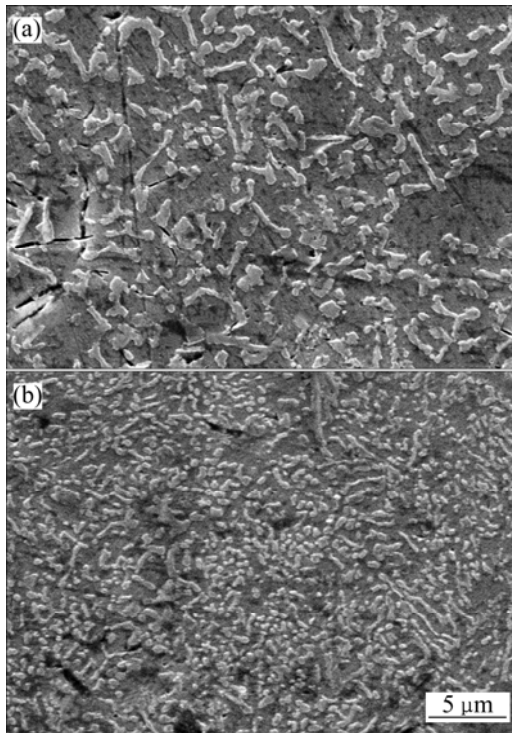


图4 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金中共晶硅的 SEM 像

Fig.4 SEM images of eutectic silicon in Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy

TEM 像。从图 5 可以看出,变质前试样硅相中的孪晶很少;而经过 0.3%Nd 变质后,硅相中孪晶显著增多,孪晶密度增加。一般认为,变质后合金硅晶体中的孪晶密度比未变质合金硅晶体中孪晶密度要高得多^[18]。未变质的硅相上存在孪晶,但孪晶密度很低,这是由合金中杂质引起的。因杂质元素很少,能促使硅产生孪晶的杂质就更少,所以孪晶密度很低。将稀土元素 Nd 变质剂加入到合金后,因 Nd 的原子半径为 $r_{Nd} = 0.182 \text{ nm}$,能促使硅相产生孪晶,所以孪晶密度剧增。但当孪晶未达到一定密度之前,硅的生长仍然是各相异性的^[23]。这表明额外的孪晶也许正是稀土元素 Nd 的变质机理之一。这与文献[18]所报道的采用稀土元素 La 变质 Al-17%Si 得出的结论一致。

2.2 合金的物相分析

采用 XRD 分析变质前后硅晶体和 $\alpha(\text{Al})$ 的晶格变化。图 6 所示为 Al-17.5%Si 合金变质前、后的 XRD 谱。由图 6 可知,变质后 Al-17.5%Si 合金中未检测到富 Nd 相。与标准 PDF 卡片(Al: 00—004—0787, Si: 00—027—1402)相比,铝和硅的衍射峰明显发生偏移(见表 2)。通过 CELREF V3 软件计算,主要原理是利

用晶体面间距公式计算。经计算,硅的晶格常数 a_0 从变质前的 0.543 37 nm 增加到 0.544 93 nm; $\alpha(\text{Al})$ 的晶格常数 a_0 从 0.404 90 nm 增加到 0.406 19 nm,这可能由于稀土元素 Nd 固溶到硅和铝晶格中引起晶格畸变造成的,但其机理需进一步研究。

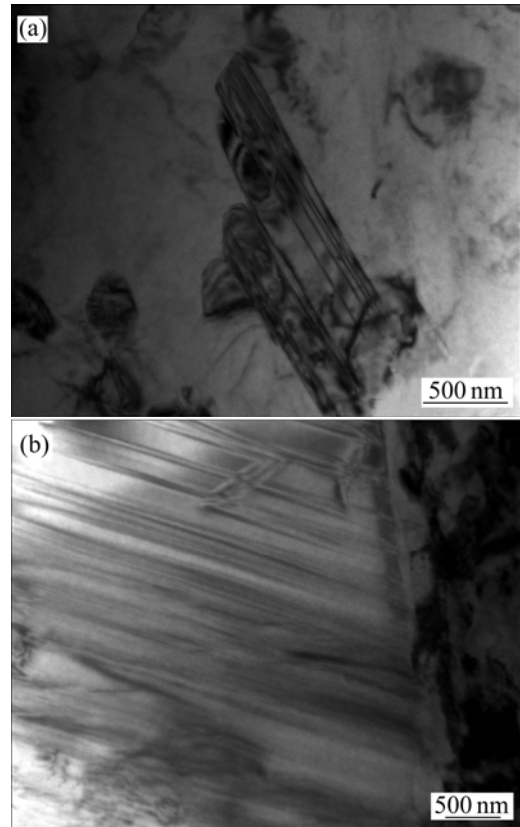


图5 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金中孪晶密度变化的 TEM 像

Fig.5 TEM images showing variation of twinning density in Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy

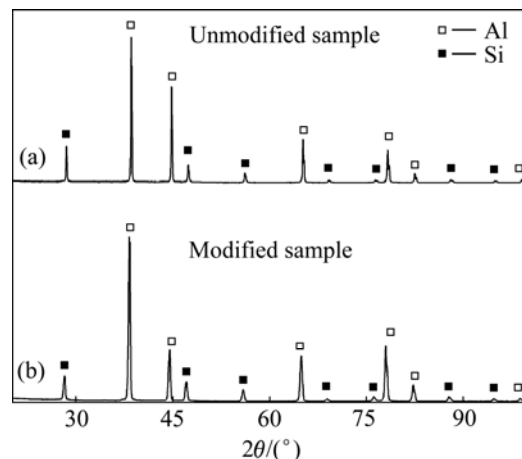


图6 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金的 XRD 谱

Fig.6 XRD patterns of Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy

表 2 改性前、后 Al-17.5%Si 合金中铝相与硅相的晶格常数

Table 2 d_{actual} and d_{norm} of all phases of Al-17.5%Si before and after modification with 0.3% Nd

Al phase			Si phase		
$d_{actual}/\text{Å}$		$d_{norm}/\text{Å}$	$d_{actual}/\text{Å}$		$d_{norm}/\text{Å}$
Unmodified sample	Modified sample		Unmodified sample	Modified sample	
2.332 12	2.351 25	2.338 00	3.126 15	3.154 67	3.135 50
2.020 54	2.031 59	2.024 00	1.916 96	1.925 11	1.920 10
1.429 81	1.434 70	1.431 00	1.635 69	1.643 15	1.637 50
1.219 61	1.223 74	1.221 00	1.356 82	1.364 24	1.357 70
1.167 83	1.170 42	1.169 00	1.245 21	1.248 79	1.245 90
1.011 67	1.014 43	1.012 40	1.108 12	1.111 34	1.108 60
-	-	-	1.045 11	1.047 42	1.045 20

2.3 合金的力学性能

铝硅合金的力学性能是材料的微观结构特征的综合反映,如初生硅和共晶组织的形态、尺寸及分布等。力学性能测试的结果表明:改性样品的整体性能有了很大的提高。Al-17.5%Si 合金的力学性能如图 7 所示。由图 7 可知:合金的抗拉强度提高 35.8%,从未变质的 120 MPa 提高到变质后的 163 MPa;伸长率提高 175%,从未变质 0.8%提高到变质后的 2.2%。

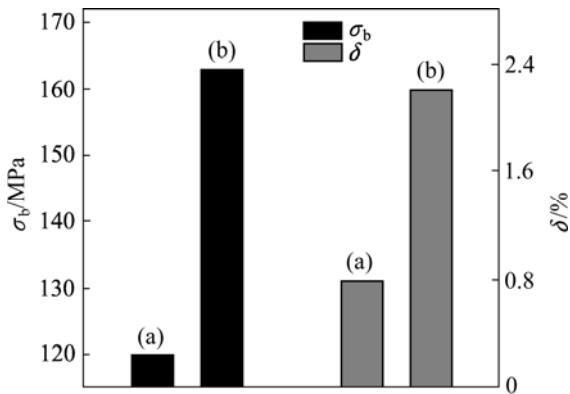


图 7 过共晶 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金的力学性能

Fig.7 Mechanical properties of hypereutectic Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy

图 8 所示为 Al-17.5%Si 合金的变质前后进行拉伸试验所获得的应力—位移曲线。从图 8 可以看出,稀土变质前、后 Al-17.5%Si 合金在拉伸过程中看不到明显的屈服现象;Al-17.5%Si 合金在未经过任何变质处理的条件下,其抗拉强度仅为 120 MPa,断后其伸长

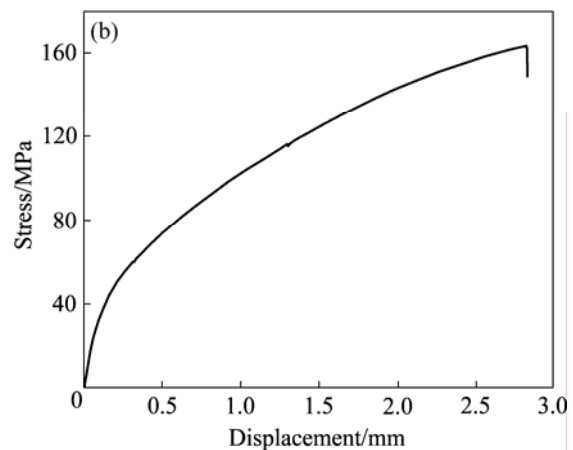
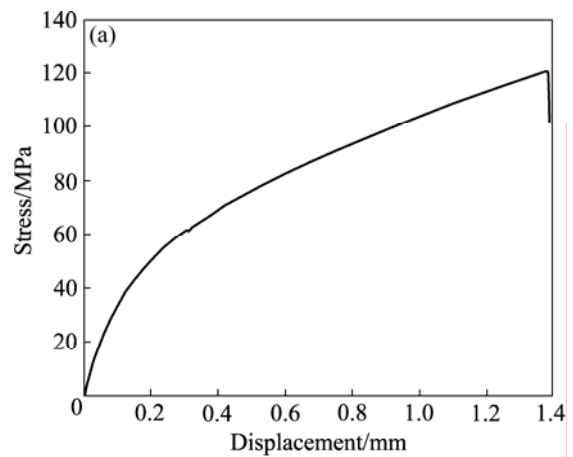


图 8 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金的应力—位移曲线

Fig.8 Stress—displacement curves of Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy

率仅为 0.8%;经过 0.3%Nd 变质后,抗拉强度提高 35.8%,达到 163 MPa,而塑性也有了显著的改善,断后伸长率达到 2.2%,相对于原始组织提高近 3 倍。

合金的力学性能是一个反映合金的组成成分、金相显微组织等因素的综合指标^[24]。合金铸态组织中(见图 1(a))存在尺寸比较粗大的星状和不规则形状的初生硅, 严重地割裂了基体组织, 同时作为组织中的脆性相, 硅相的本身强度并不高, 在初生硅的尖角处、棱角处以及针状共晶硅的尖角处, 都容易产生应力集中, 导致裂纹, 造成试样抗拉强度较低, 塑性较差。随着变质后合金组织(见图 1(b))中的初生硅尺寸的细化, 形态的规则化, 初生硅的尖角逐渐被钝化, 合金的抗拉强度得到明显的提高。共晶硅也由未变质的针状转变为变质后的球状或短棒状, 这显著地改善了合金的组织形态, 并且延缓了脆相断裂的趋势, 使得合金的强度和塑性明显地提高。但总体上来说, 未经变质处理 Al-17.5%Si 合金的断裂方式是典型的脆性断裂, 在拉伸曲线上也并没有看到明显的屈服现象。

为了更好地研究稀土元素 Nd 对铝硅合金的力学性能的影响, 采用扫描电子显微镜对拉伸试样断口形貌进行了观察和分析。图 9 所示为变质处理前后 Al-17.5%Si 合金的室温拉伸条件下断口 SEM 像。

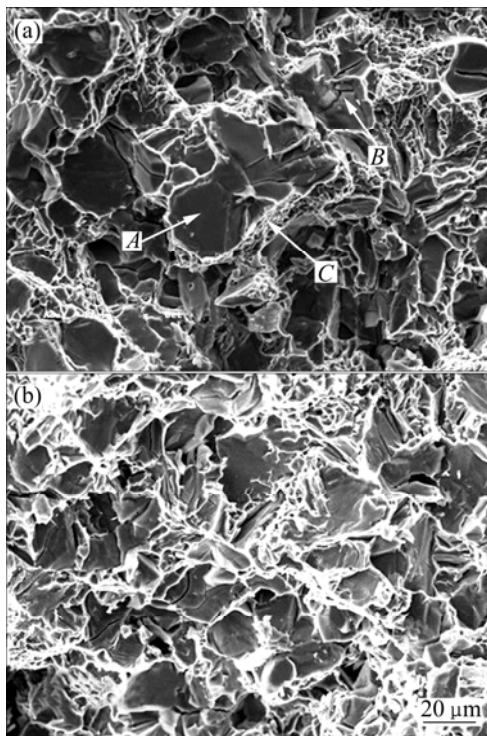


图9 室温条件下 Al-17.5%Si 和 Al-17.5%Si-0.3%Nd 合金的断口 SEM 像

Fig.9 Fractural SEM images of Al-17.5%Si(a) and Al-17.5%Si-0.3%Nd(b) alloy at room temperature

图 9(a)所示为未变质试棒断裂后断口的 SEM 像。在试棒断口上, 出现了河流状花纹、解理扇和相当数

量的初生硅断面, 几乎全为解理性断裂, 如图中 A 处和 B 处; 在图中 A 处的初生硅是比较典型的多面体结构初生硅, 从其硅片尖端产生的裂纹迅速在硅片内某些特定方向上扩展, 形成脆性断裂; 在 B 处的初生硅颗粒由于受到明显的应力集中而产生了“人”字形裂纹。从宏观上来看, 铝硅合金的断裂属于脆性断裂, 但是从微观观察, 还是能够发现带有一定的韧窝断裂的特征。 α 相基体在断裂过程中承载了大部分塑性变形, 在硅颗粒的周围产生了长条状韧窝, 分布在硅颗粒的周围(见 C 点处), 因为受到硅颗粒分布的影响, 韧窝的形状不规则, 数量较少, 分布也不均匀。因此, 未变质的过共晶 Al-17.5%Si 合金的断裂方式是一种以初生硅的脆性断裂为主的混合断裂方式, 作为脆性相硅颗粒在受到应力集中后首先发生断裂, 随后裂纹扩展到铝基体中, 并撕裂铝基体, 导致材料断裂失效。从图 9(b)中可以看到, 与未变质的合金组织相比, 变质后合金中初生硅的尺寸明显减小, 开裂的初生硅数量也相对较少, 韧窝分布也较为均匀。从断口形貌可以看出, 试棒断口具有明显的韧性断裂特征, 出现了迭波和韧窝, 解理性断区减少。试棒断裂时, 虽有一部分初生硅粒子因应力集中而产生晶间裂纹源, 但是大部分初生硅由于细化、尖角钝化, 对基体的割裂作用降低, 边角钝化的初生硅比板条状的初生硅所能承受的应力要大, 且有一部分裂纹在铝基体穿过时绕过了初生硅, 使铝基体的塑性得以发挥, 并在组织中形成较大的韧带, 同时作为增强相初生硅可以阻碍裂纹的扩展, 所以合金的抗拉强度和伸长率都得到提高。变质后的过共晶 Al-17.5%Si 合金的断裂方式已经逐渐以韧性断裂为主, 而裂纹核心仍然产生于初生硅中。

以上分析表明, 过共晶 Al-17.5%Si 合金断裂的方式主要有如下两种形式: 初生硅颗粒的断裂和界面处基体的撕裂。从以上观察到的现象可以发现, 未变质的过共晶 Al-17.5%Si 合金断裂主要以初生硅的断裂为主, 即解理性断裂主要发生在初生硅颗粒中, 带有明显的穿晶断裂特征。而变质后的合金断口上呈现出明显迭波和韧窝, 解理性断区减少, 具有明显的韧性断裂特征。总之, 过共晶 Al-17.5%Si 合金的断裂方式呈混合断裂形式, 解理断裂主要发生在初生硅颗粒上, 韧性断裂主要发生在铝基体中。

3 结论

1) 将 0.3%Nd 加入到过共晶 Al-17.5%Si 合金中可同时细化初生硅和共晶硅, 初生硅尺寸由 40~60 μm

减小到 10~30 μm , 初生硅从星状和不规则的形状变成较细的多面体形状, 共晶硅从长针状变成球状或短棒状。

2) EPMA 分析表明初生硅区域主要成分是 Si, 中心边缘几乎检测不到 Nd 元素, Nd 沿晶界分布。

3) TEM 分析表明, 与未变质合金相比, 0.3%Nd 变质后的 Al-17.5%Si 合金 Si 相上孪晶密度显著增加。

4) 在变质后的 Al-17.5%Si 合金中未检测到富稀土 Nd 相, Nd 固溶到 Si 相和 $\alpha(\text{Al})$ 相中, 引起硅相和 $\alpha(\text{Al})$ 相的晶格常数增加。

5) 改性样品的整体性能有了很大提升。抗拉强度提高 35.8%, 从未变质的 120 MPa 提高到变质后的 163 MPa, 伸长率提高 175%, 从未变质 0.8% 提高到变质后的 2.2%。

6) 过共晶 Al-17.5%Si 合金以混合断裂方式断裂, 既有初生硅的脆性断裂特征又有铝基体的韧性断裂特征。初生硅越细小, 初生硅自身的断裂强度和界面撕裂所需的强度都会越高, 从而提高了材料整体的抗拉强度, 初生硅的钝化和球化有助于提高界面处撕裂时所需应力, 也有助于提高材料宏观的抗拉强度。

REFERENCES

- [1] WU Ya-ping, WANG Shu-jun, LI Hui, LIU Xiang-fa. A new technique to modify hypereutectic Al-24%Si alloys by a Si-P master alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 477(1/2): 139-144.
- [2] KIM T S, LEE B T, LEE C R, CHUN B S. Microstructure of rapidly solidified Al-20Si alloy powders[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 304/306: 617-620.
- [3] LIU Xiang-fa, WU Yu-ying, BIAN Xiu-fang. The nucleation sites of primary Si in Al-Si alloys after addition of boron and phosphorus[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 391(1/2): 90-94.
- [4] WU Shu-sen, TU Xiao-lin, FUKUDA Y, KANNO T, NAKAE H. Modification mechanism of hypereutectic Al-Si alloy with P-Na addition[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2003, 13(6): 1285-1289.
- [5] XU Chang-lin, JIANG Qi-chuan. Morphologies of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys with melt overheating temperature and cooling rate[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 437(2): 451-455.
- [6] LU De-hong, JIANG Ye-hua, GUAN Gui-sheng, ZHOU Rong-feng, LI Zhen-hua, ZHOU Rong. Refinement of primary Si in hypereutectic Al-Si alloy by electromagnetic stirring[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 189(1/3): 13-18.
- [7] XU Chang-lin, WANG Hui-yuan, LIU Chang, JIANG Qi-chuan. Growth of octahedral primary silicon in cast hypereutectic Al-Si alloys[J]. *Journal of Crystal Growth*, 2006, 291(2): 540-547.
- [8] XU Chang-lin, JIANG Qi-chuan, YANG Ya-feng, WANG Hui-yuan, WANG Jin-guo. Effect of Nd on primary silicon and eutectic silicon in hypereutectic Al-Si alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 422(1/2): L1-4.
- [9] 赵爱民, 毛卫民, 甄子胜, 姜春梅, 钟雪友. 冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织和耐磨性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2001, 11(5): 827-833.
ZHAO Ai-min, MAO Wei-min, ZHEN Zi-sheng, JIANG Chun-mei, ZHONG Xue-you. Effects of cooling rate on solidification microstructures and wear resistance of hypereutectic Al-Si alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2001, 11(5): 827-833.
- [10] GAO Bo, CHEN Lei, YU Fu-xiao, SUN Shu-chen, TU Gan-feng. Effect of DH treatment on microstructure and mechanical properties of an LM28-0.3wt%Nd hypereutectic aluminum silicon alloy[J]. *Rare Metals*, 2007, 26(6): 578-583.
- [11] CHEN Chong, LIU Zhong-xia, REN Bo, WANG Ming-xing, WENG Yong-gang, LIU Zhi-yong. Influence of complex modification of P and RE on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20Si alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(2): 301-306.
- [12] 张蓉, 黄太文, 刘林. 过共晶 Al-Si 合金熔体中初生硅生长特性[J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(2): 262-266.
ZHANG Rong, HUANG Tai-wen, LIU Lin. Growth behavior of primary silicon in hypereutectic Al-Si alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(2): 262-266.
- [13] GAO Bo, CHEN Lei, SUN Shu-chen, TU Gan-feng, TIAN Xiao-mei, ZHAO Tie-jun, WU Wen-yuan, BIAN Xue. Effect of Nd on microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-25Si alloy[J]. *Journal of Rare Earths*, 2007, 25: 473-476.
- [14] 张金山, 许春香, 韩富银. 复合变质对过共晶高硅铝合金组织和性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(S1): 107-110.
ZHANG Jin-shan, XU Chun-xiang, HAN Fu-yin. Effect of composite modifier on structures and properties of hypereutectic Al-Si alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(S1): 107-110.
- [15] KWON Y D, LEE Z Y. The effect of grain refining and oxide inclusion on the fluidity of Al-4.5Cu-0.6Mn and A356 alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 360: 372-376.
- [16] 赖华清, 徐翔, 范宏训. 稀土在铸造铝合金中的作用[J]. *热加工工艺*, 2001(5): 37-39.
LAI Hua-qing, XU Xiang, FAN Hong-xun. Effect of rare earth in casting aluminum alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2001(5): 37-39.
- [17] CHANG J Y, MOON I, CHOI C S. Refinement of cast microstructure of hypereutectic Al-Si alloys through the addition

- of rare earth metals[J]. *Journal of Materials Science*, 1988, 33: 5015–5023.
- [18] ZHANG Di, YI Hong-kun, LÜ Wei-jie, FAN Tong-xiang. Influence of La on microstructures of hypereutectic Al-Si alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2003, 13(3): 541–545.
- [19] YI Hong-kun, ZHANG Di. Morphologies of Si phase and La-rich phase in as-cast hypereutectic Al-Si-xLa alloys[J]. *Materials Letters*, 2003, 57: 2523–2529.
- [20] 黄晓锋, 王渠东, 曾小勤, 朱燕萍, 卢晨, 丁文江. 钕对 Mg-5Al-1Si 高温蠕变及组织性能的影响[J]. *中国稀土学报*, 2004, 22(3): 361–364.
- HANG Xiao-feng, WANG Qu-dong, ZENG Xiao-qing, ZHU Yan-ping, LU Chen, DING Wen-jiang. Effect of neodymium on microstructure and high temperature creep properties of Mg-5Al-1Si magnesium alloy[J]. *Journal of the Chinese Rare Earth Society*, 2004, 22(3): 361–364.
- [21] 迟大钊, 吉泽升, 梁维中. Mg-Nd-Zr-Zn 合金的制备及钕对合金组织性能的影响[J]. *中国稀土学报*, 2004, 22(2): 251–253.
- CHI Da-zhao, JI Ze-sheng, LIANG Wei-zhong. Preparation of Mg-Nd-Zr-Zn alloy and effect of neodymium on its structure and property[J]. *Journal of the Chinese Rare Earth Society*, 2004, 22(2): 251–253.
- [22] 魏伯康, 林汉同, 刘俊明, 蔡启舟, 董杏林, 毛玉凤. 稀土在过共晶 Al-Si 合金中的变质作用[J]. *特种铸造及有色合金*, 1993(3): 6–9, 26.
- WEI Bo-kang, LIN Han-tong, LIU Jun-min, CHAI Qi-zou, TONG Xin-lin, MAO Yu-feng. Modification mechanism of hypereutectic Al-Si alloy treated with rare earth metals[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 1993(3): 6–9, 26.
- [23] 孙伟成, 张淑荣, 张滨茹, 苏美君. 稀土 Al-Si 合金的变质机理研究[J]. *稀有金属*, 1992, 3: 189–195.
- SUN Wei-cheng, ZHANG Shu-rong, ZHANG Bin-ru, SU Mei-jun. Study on modification mechanism of Al-Si alloy by rare earth[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 1992, 3: 189–195.
- [24] 葛良琦. Al-20%Si 合金中初生硅形态控制技术[D]. 南京: 南京理工大学, 2007: 56–61.
- GE Liang-qi. Study on the technologies of morphologies modification of primary silicon in Al-20%Si alloys[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2007: 56–61.

(编辑 龙怀中)