

生长速率对定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金组织演变和室温断裂韧性的影响

徐鹏飞¹, 张建飞¹, 陈 林¹, 金自力¹, 任慧平²

(1. 内蒙古科技大学, 内蒙古 包头 014010)

(2. 内蒙古新金属材料重点实验室, 内蒙古 包头 014010)

摘 要: 采用高温度梯度液态金属冷却技术 (LMC) 制备了 Ni-28.5Al-43V (at%) 过共晶合金, 利用光学显微镜 (OM)、扫描电镜 (SEM) 和三点弯曲 (3PB) 测试对合金的组织演变和断裂韧性进行了研究。在温度梯度 $G_L=310\text{ K/cm}$, 生长速率 $V=6\sim 150\text{ }\mu\text{m/s}$ 的实验条件下, NiAl-43V 的凝固组织均为初生 V 枝晶+共晶组织 (NiAl 片层+V 片层)。硬度测试表明初生 V 枝晶的硬度高于共晶相的硬度。断裂韧性测试表明 NiAl-43V 过共晶合金最大室温断裂韧性相比 NiAl 合金提高了 4 倍。随着生长速率的增大, 室温断裂韧性从 $6\text{ }\mu\text{m/s}$ 的 $22.679\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 逐渐下降到 $150\text{ }\mu\text{m/s}$ 的 $18.422\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。这是因为生长速率增大产生的细晶强化效应弱于初生 V 枝晶和胞间区域的增加对断裂韧性产生的不良影响。合金的断口形貌分析表明合金断裂为准解理断裂, 在裂纹扩展中裂纹钝化、裂纹再形核、裂纹偏转、界面剥离、裂纹桥接和微裂纹键合强化机制对提高 NiAl-43V 合金的室温断裂韧性做出了贡献。初生 V 枝晶的析出一定程度降低了合金的断裂韧性。

关键词: NiAl-V 过共晶; 凝固组织; 室温断裂韧性; 强化机制

中图分类号: TG113.12; TG113.25⁺4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1415-07

对比传统的 Ni 基高温合金, 具有 B2 结构的长程有序 NiAl 金属间化合物具有高熔点 ($1638\text{ }^\circ\text{C}$), 良好的杨氏模量 (240 GPa), 较高的热导率 ($70\sim 80\text{ W/m}\cdot\text{K}$), 较低的密度 (5.90 g/cm^3) 以及优异的高温抗氧化性^[1-5], 使得该合金成为在航空发动机涡轮导向叶片和涡轮叶片方面最具潜力的高温材料。但是二元等原子比 NiAl 合金却因高温强度低和室温塑性差限制了工业化应用。国内外研究表明, 在 NiAl 基体中加入难熔 Cr、Mo、V、Ta 等合金元素通过定向凝固制备成自生复合材料是改善这 2 种缺点的有效途径^[6-10]。国外 Milenkovic^[11]等人 和 Joslin^[12]等人分别做的定向凝固 NiAl-39V 共晶合金与 NiAl-40V 合金的室温断裂韧性分别达到 28.6 和 $32\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。国内 Shang^[7]等人研究的定向凝固 NiAl-36Cr-6Mo 过共晶合金室温断裂韧性达到 $26.15\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。在所有的 NiAl 基复合材料中, NiAl-V 系合金的室温断裂韧性为目前 NiAl 基复合材料最高值。二元等原子比 NiAl 合金的室温断裂韧性为 $5.15\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ^[13]。显然定向凝固技术与复相强化结合起来制备 NiAl 基共晶自生复合材料是提高 NiAl 合金性能的有效方法。但 Milenkovic 实验的定向凝固温

度梯度只有约 100 K/cm , 生长速度为 1.0 cm/h 。前人研究的温度梯度较低, 在高温度梯度和偏离共晶点成分下对定向凝固 NiAl-V 系合金的研究还较少。

本课题组马雪微^[14]等人对电弧熔炼 Ni-28.5Al-43V (NiAl-43V, at%) 过共晶合金的研究表明, 电弧熔炼态 NiAl-43V 合金相比铸态 NiAl 合金的室温断裂韧性提高了 2 倍, 断裂韧性达到 $11\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。但是电弧熔炼态组织分布混乱, 而采用定向凝固技术制备可以获得排列规则的组织, 这对提高合金的力学性能是有益的。因此本研究采用高温度梯度定向凝固液态金属冷却技术 (LMC, $G_L=310\text{ K/cm}$) 制备 NiAl-43V 过共晶合金, 利用光学显微镜 (OM)、三点弯曲测试 (3PB) 及扫描电镜 (SEM) 技术手段研究了生长速率对固液界面的变化规律和对显微组织的影响, 以及组织演变对力学性能的影响规律, 并对强化机理进行了分析。以期在未来的材料应用中提供一定的理论和实验指导。

1 实 验

实验母合金采用高纯 Al 99.99%、Ni 99.95% 和 V 99.99% (质量分数) 为原料, 在真空悬浮熔炼炉中配

收稿日期: 2019-04-12

基金项目: 国家自然科学基金 (51564041); 内蒙古自然科学基金 (2018MS05028)

作者简介: 徐鹏飞, 男, 1994 年生, 硕士生, 内蒙古科技大学材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010, E-mail: 1298823716@qq.com

比并制备成分为 NiAl-43V 的合金铸锭。利用电火花线切割成 $\Phi 7$ mm 的圆棒, 打磨光亮后将合金棒以及内径为 $\Phi 7.1$ mm 高纯刚玉坩埚放置在乙醇中进行超声波清洗, 然后吹干放置在 LMC 定向凝固炉里进行制备。定向凝固实验的真空度在 5×10^{-3} Pa 以下, 再充入氩气使真空度达到 0.5 Pa 时, 将试样加热至 1650 °C 后保温 20 min 开始抽拉, 抽拉距离为 70 mm 时淬火保留界面形态, 在生长稳态区近似认为抽拉速率与生长速率一致。实验采用了 5 种生长速率进行制备 (6、10、30、60、150 $\mu\text{m/s}$)。利用电火花线切割切取试棒的纵截面以及固液界面以下 5 mm 处的横截面进行金相观察, 镶样后进行水磨、抛光和腐蚀处理 (80% HCl + 20% HNO₃), 用 Axovert 金相光学显微镜和带有能谱仪的 QUANTA-400 型扫描电镜 (SEM-EDS) 进行组织观察和相成分分析。

利用 HV-50A 型维氏硬度计进行硬度测试, 在不同的位置测试 3 次取其平均值, 在 200 N 载荷下持续 10 s。在组织生长稳态区切割尺寸为 2.5 mm $\times$ 5 mm $\times$ 25 mm 的三点弯曲 (3PB) 试样, 中间切深度为 2.5 mm 的诱发裂纹缺口 (如图 1)。三点弯曲测试在 CSS-8800 电子万能试验机上进行, 夹头移动速度为 0.05 mm/min, 跨距 20 mm, 每个生长速率下做 3 次, 取其平均值。在取得最大弯曲载荷后立刻停止下压, 确保材料没有完

全断裂至分开, 在对试样侧面腐蚀后利用 QUANTA-400 型扫描电镜对裂纹扩展路径和断口形貌进行观察。

2 结果与讨论

2.1 定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金相组成

图 2 为定向凝固 NiAl-43V 各相不同位置的 EDS 成分检测, 通过图 2a 中各位置的 EDS 成分检测结果表明, 定向凝固 NiAl-43V 合金组织是初生 V 相和共晶相组成 (黑色 V 相和白色 NiAl 相)。可以看出, 在初生 V 相、NiAl 片层以及 V 片层的成分中均存在 Ni、Al、V 3 种元素, 其中初生 V 相成分为 Ni 23.16-Al 19.08-V 57.76 (at%) (图 2b), 共晶相中 NiAl 片层成分为 Ni 39.99-Al 28.21-V 31.80 (at%) (图 2c), 共晶相中 V 片层成分为 Ni 33.68-Al 25.56-V 40.75 (at%) (图 2d), 这说明两相之间产生了一定程度的固溶。

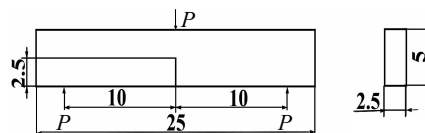


图 1 3PB 试样示意图

Fig.1 Schematic diagram of 3PB specimen

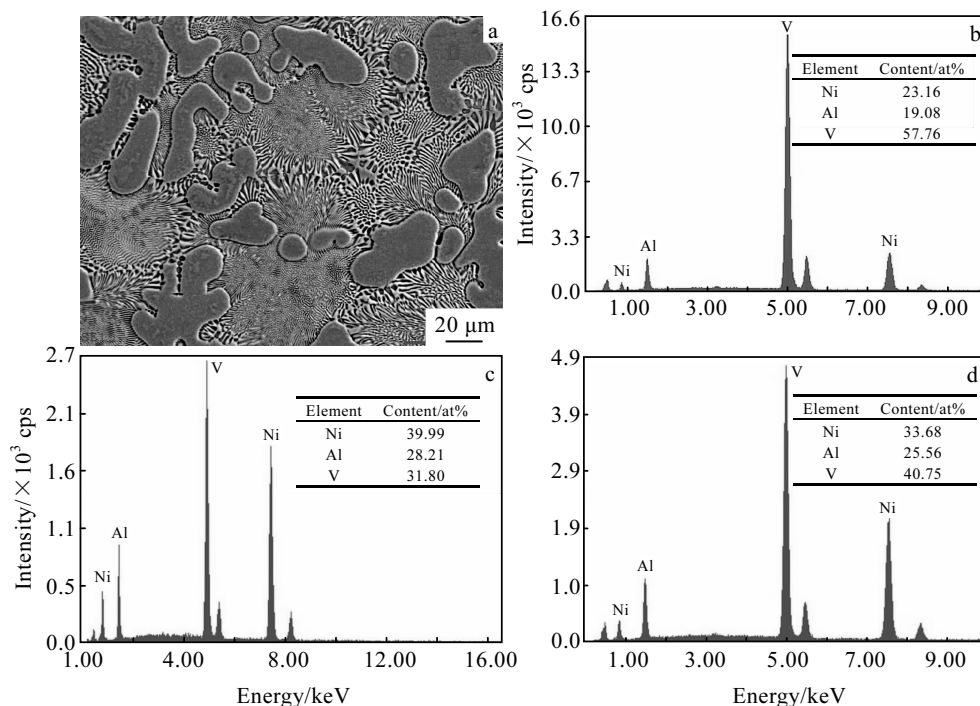


图 2 定向凝固 NiAl-43V 合金的 SEM 照片及初生 V 枝晶, NiAl 片层, 和 V 片层的 EDS 能谱

Fig.2 SEM image (a) of directionally solidified NiAl-43V alloy and EDS spectra of primary V dendrites (b), NiAl lamellar (c), and V lamellar (d)

2.2 生长速率对固液界面形态影响

由于光学显微镜成像原理与扫描电镜成像原理不同, 在光学显微镜下 NiAl 相呈黑色, 而 V 相呈白色。图 3 为不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金固液界面形态, 生长速率为 $6\ \mu\text{m/s}$ 时, 固液界面呈现共晶胞状界面生长 (图 3a), 结合图 4a 可以看出生长速率 $6\ \mu\text{m/s}$ 下横截面组织为初生 V 枝晶+共晶组织, 之所以在纵截面没有初生 V 枝晶, 这是由于切割纵截面时没有切到初生 V 枝晶而导致此时固液界面呈共晶胞状生长, 初生相的出现说明本速率下的过冷度还不足以完全抑制初生 V 枝晶的形核, 所以还存在少量的初生 V 枝晶。枝晶间的共晶组织为 β -NiAl 片层与 α -V 片层交替排列, 初生 V 枝晶生长方向基本平行热流方向。生长速率从 $10\ \mu\text{m/s}$ 增大到 $150\ \mu\text{m/s}$ 时可以清晰看到初生 V 枝晶领先共晶生长 (图 3b~3e), 枝晶间的共晶生长界面全部维持胞状界面。从 $10\ \mu\text{m/s}$ 的稳态组织来看, 远离初生 V 枝晶的共晶组织片层较均匀细小, 而在靠近初生 V 枝晶区域处的共晶组织相对比较紊乱 (图 3f), 这是因为初生 V 枝晶属于领先相, 在凝固过程中释放出大量的结晶潜热, 使靠近初生 V 枝晶的区域温度增加, 降低了周围的过冷度, 而共晶生长落后于 V 枝晶且在 V 枝晶间生长, 因此靠近初生 V 枝晶处共晶组织相比于远离初生 V 枝晶处共晶组织生长速度减慢, 变得粗大和生长紊乱。同时结晶潜热的

释放也影响了定向凝固过程热流的传递, 减弱了共晶定向生长效果^[8]。生长速率增大使初生 V 枝晶数量增加, 这是因为增大生长速率固液界面前沿液相中过冷度增大, 根据经典凝固理论形核功与过冷度的关系^[15], 过冷度增加降低了临界形核功, 初生 V 相形核功降低, 初生 V 相形核变得容易, 使 V 初生相晶核数量增加, 最终使得初生 V 枝晶数量增加。从图 3 看出生长速率的增大使得初生 V 枝晶的一次枝晶和二次枝晶越来越细密。

2.3 生长速率对横截面组织的影响

图 4 为不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金的横截面稳态组织。图 4a~4e 表现出随着生长速率增大, 初生 V 枝晶数量的增多并逐渐细化呈现得更加明显。在图 4 发现共晶胞 (暗黑色像胞状组织) 组织, 增大生长速率共晶胞变得越来越小。生长速率增大使得胞间区域变宽, 胞界处的共晶片层也越来越粗大。从横截面组织来看, 初生 V 相的析出主要分布在胞界处, 这主要与溶质的扩散影响导致, 初生相这样的分布加剧了胞界处的不稳定。从本研究后面的性能测试可以看出, 这些因素都对材料的力学性能产生不利影响。

2.4 显微硬度

采用维氏硬度计对不同生长速率下合金的硬度测试结果如表 1。从表 1 可以看出, 共晶相的硬度要低

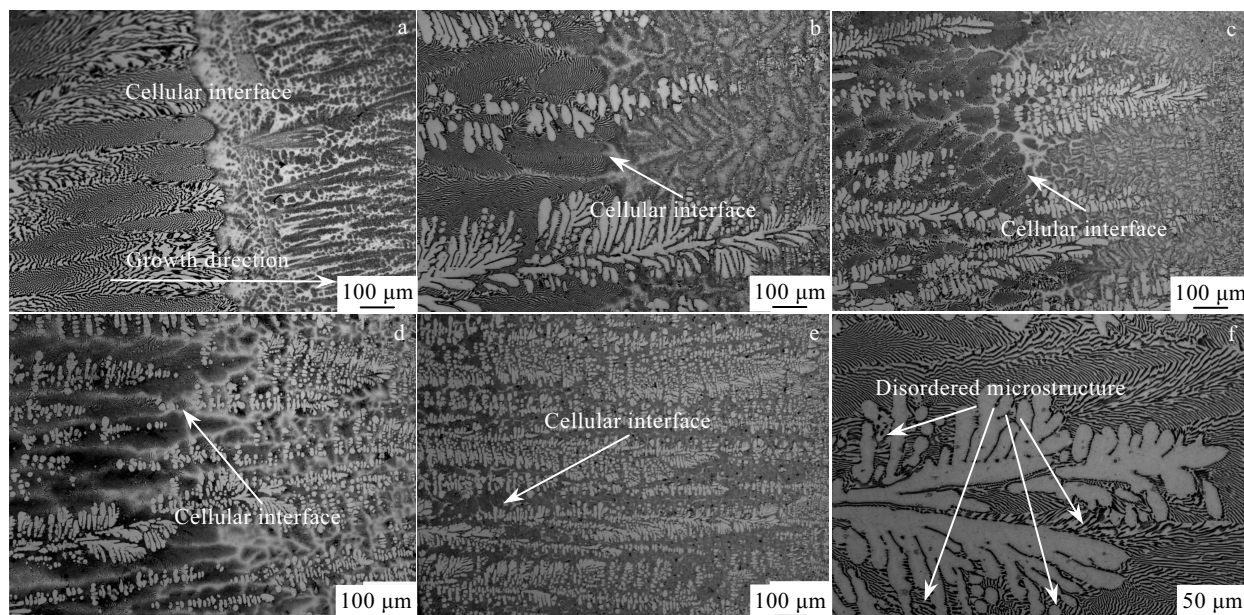


图 3 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金固液界面形态

Fig.3 Morphologies of solid/liquid interface in directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates: (a) $6\ \mu\text{m/s}$, (b) $10\ \mu\text{m/s}$, (c) $30\ \mu\text{m/s}$, (d) $60\ \mu\text{m/s}$, and (e) $150\ \mu\text{m/s}$; (f) high magnification steady longitudinal microstructure at $10\ \mu\text{m/s}$

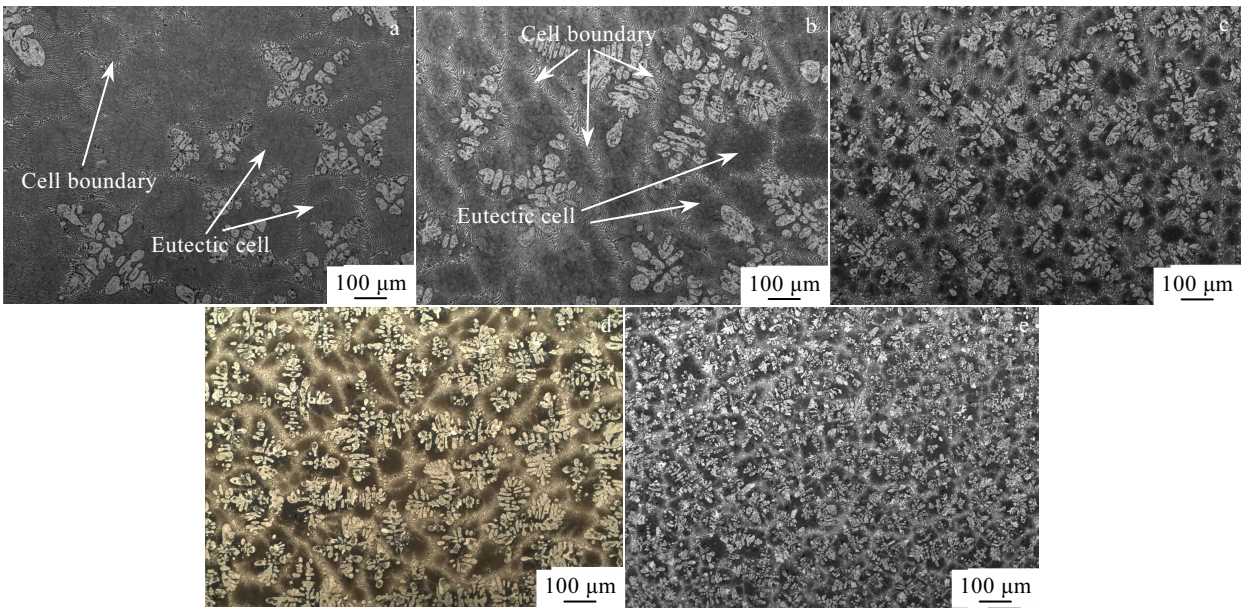


图 4 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金的横截面稳态组织

Fig.4 Steady transverse microstructures of directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates: (a) 6 $\mu\text{m/s}$, (b) 10 $\mu\text{m/s}$, (c) 30 $\mu\text{m/s}$, (d) 60 $\mu\text{m/s}$, and (e) 150 $\mu\text{m/s}$

表 1 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金的显微硬度

Table 1 Microhardness (HV) of directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates (MPa)

Growth rate/ $\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	6	10	30	60	150
Primary V phase	3870	4210	4130	4090	4420
Eutectic phase	3700	3730	3900	3970	4210

于初生 V 枝晶的硬度，随生长速率的增加共晶相硬度呈增加趋势，这是由于细晶强化和固溶强化共同影响的结果，但初生 V 枝晶硬度的规律性变化不明显。一般情况下，合金中硬度的降低预示着断裂韧度的提高^[14]，也从侧面印证了 V 的加入是改变 NiAl 韧性的一种途径。

2.5 室温断裂韧性

定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金的室温断裂韧性如表 2 所示。从表 2 中可以看出，室温断裂韧性相比 NiAl 合金最大提高了 4 倍，也是电弧熔炼态 NiAl-43V 的 2 倍。却低于 Milenkovic 和 Joslin 得出的数值，这可能与三点弯曲试样尺寸差别有关系，他们 3PB 试样尺寸分别为 4 mm×8 mm×45 mm 与 4 mm×6 mm×40 mm，本实验中 3PB 试样尺寸为 2.5 mm×5 mm×25 mm。同时他们研究的成分中没有出现初生相组织，表现为全共晶组织，组织片层排列很规则。而本实验中由于偏离共晶点有初生相析出导致韧化机制减弱，所

表 2 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金的室温断裂韧性

Table 2 Room temperature fracture toughness (RTFT) of directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

Growth rate/ $\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	6	10	30	60	150
RTFT	22.679	22.018	19.916	19.491	18.422

以合金成分及较小试样尺寸可能是导致本实验中韧性低的原因。

从表 2 看出随着生长速率的增大合金室温断裂韧性从 6 $\mu\text{m/s}$ 的 22.679 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 下降到 150 $\mu\text{m/s}$ 的 18.422 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ，这是因为微观组织随生长速率的增大虽然细化，但是增大生长速率使得初生 V 枝晶与胞界大量增加，初生 V 枝晶周围共晶片层和胞界处共晶片层粗大混乱，裂纹容易在此扩展传播，也是二次裂纹容易产生的地方，生长速率增大产生的细晶强化弱于初生 V 枝晶和胞间区域增加对断裂韧性产生的不良影响。可以看出断裂韧性在生长速率 6 $\mu\text{m/s}$ 时为最大值，此时的初生 V 枝晶最少，但是明显低于全共晶时的断裂韧性^[11,12]。说明初生 V 枝晶的析出一定程度影响了材料的室温断裂韧性。

2.6 断口形貌分析

由于合金在不同生长速率下的韧化机制都相同，所以只选择部分生长速率有代表性的金相图片对韧化

机制进行说明。

从图 5a 可以看出, 裂纹总是在诱发裂纹缺口处开始断裂, 与加载力方向基本平行, 裂纹扩展比较曲折, 表明裂纹在扩展时候遇到的阻力较大。裂纹在传播过程中, 发生了裂纹钝化与裂纹再形核 (图 5b), 一定程度上提高了裂纹扩展的阻力^[16,17], 对于片层状共晶自生复合材料来说, 裂纹扩展过程中遇到塑性增强层片 V 相时吸收更多的断裂能量, 使裂纹扩展变得困难从而提高了材料的断裂韧性。图 5c 和 5d 表明 NiAl-43V 过共晶合金为穿晶断裂, 并且在初生 V 枝晶和胞界处裂纹扩展相对规则片层处裂纹扩展更加笔直, 说明裂纹在初生 V 枝晶和胞界处扩展时受到的阻力较小。本质上初生 V 枝晶也具有一定的韧性, 但是从前面的组织分析可知, 初生 V 枝晶的形成导致了周围片层的紊乱, 这使得裂纹极易在初生 V 枝晶周围的 NiAl 片层进行扩展, 并且从断口形貌也可以看出, V 枝晶断面很平坦 (图 6), 这说明对裂纹扩展提供的阻力较小, 所以 V 枝晶提供的韧化效果有限, 而共晶组织中的层片 V 相是其韧化的主要因素。裂纹在传播过程中, 出现了裂纹偏转与界面剥离 (图 5c), 裂纹偏转从载荷方向改变了裂纹前端的应力分布, 因为裂纹与加载应力平行而被重新定向, 导致裂纹尖端处的应力明显减小, 这使得裂纹的进一步传播变得困难^[18-20]。裂纹扩展中观察到了裂纹桥接和微裂纹键合机制 (图 5d), 裂纹桥接发生在枝晶间共晶组织中, 由于 NiAl-43V 过

共晶合金初生 V 枝晶间的共晶组织是交替的层状结构, 室温下 V 相的塑性变形比 NiAl 相的解理断裂吸收的断裂能更大, 裂纹尖端的应力强度在 V 片层处降低, 阻碍了裂纹的继续扩展。微裂纹键合是材料在加载力时, 通过剪切变形将产生的微裂纹连接成主裂纹, 微裂纹的生成和传播需要消耗一部分的能量, 使主裂纹尖端应力得到释放, 使裂纹扩展更加困难^[21]。这些韧化机制对断裂韧性的提高做出了贡献。

图 6 为 NiAl-43V 过共晶合金的断口形貌, 在图 6 中观察到了明显的解理面、解理台阶和撕裂棱, 均表现为准解理断裂。观察到在断裂面的局部地方由很多取向基本一致的撕裂棱 (图 6a), 表明此时的裂纹扩展比较困难, 并且在图中可以清晰看到断裂的初生 V 枝晶, 断面都比较平整, 说明初生 V 枝晶断裂过程中吸收的断裂能量较少。从图 6a 和 6b 中还观察到了二次裂纹与界面剥离, 并且二次裂纹较多, 这也有利于释放裂纹尖端应力, 阻碍裂纹扩展, 从而提高合金的断裂韧性^[18,22]。在图 6b 和 6c 中观察到初生 V 枝晶相与共晶相之间更容易发生界面剥离, 从前面的组织分析中可知这是由于初生 V 枝晶周围的共晶片层排列混乱粗大, 导致裂纹在此易于形核和扩展而造成的。生长速率为 150 $\mu\text{m/s}$ 的断面 (图 6d) 表明, 由于此时的初生 V 枝晶非常多, 断口相对平坦, 只有少量的撕裂棱, 说明此时对裂纹扩展的阻力下降较为明显。从前面的分析可知初生 V 相很大程度影响了材料的室温断裂韧性, 这也一定程

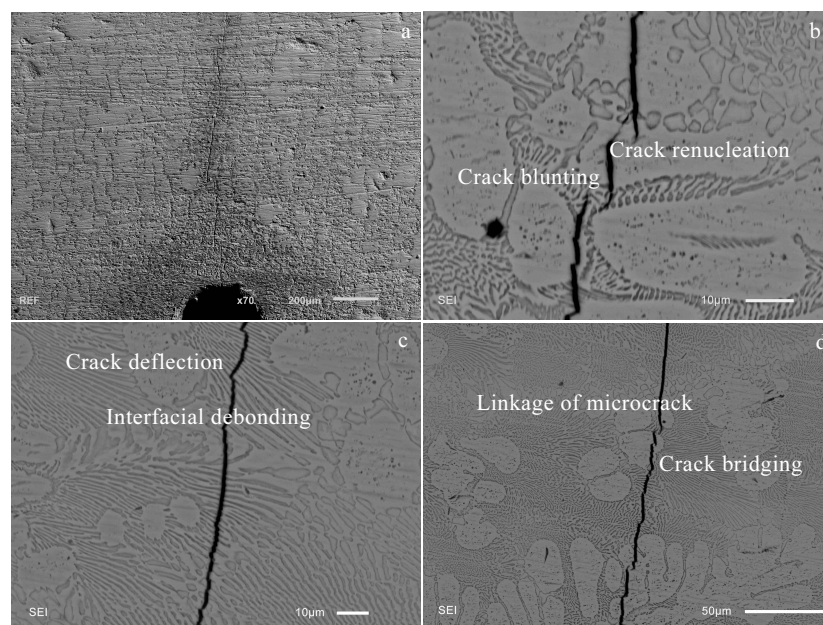


图 5 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金裂纹扩展路径

Fig.5 Paths of crack propagation in directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates:

(a) 6 $\mu\text{m/s}$, (b) 10 $\mu\text{m/s}$, and (c, d) 60 $\mu\text{m/s}$

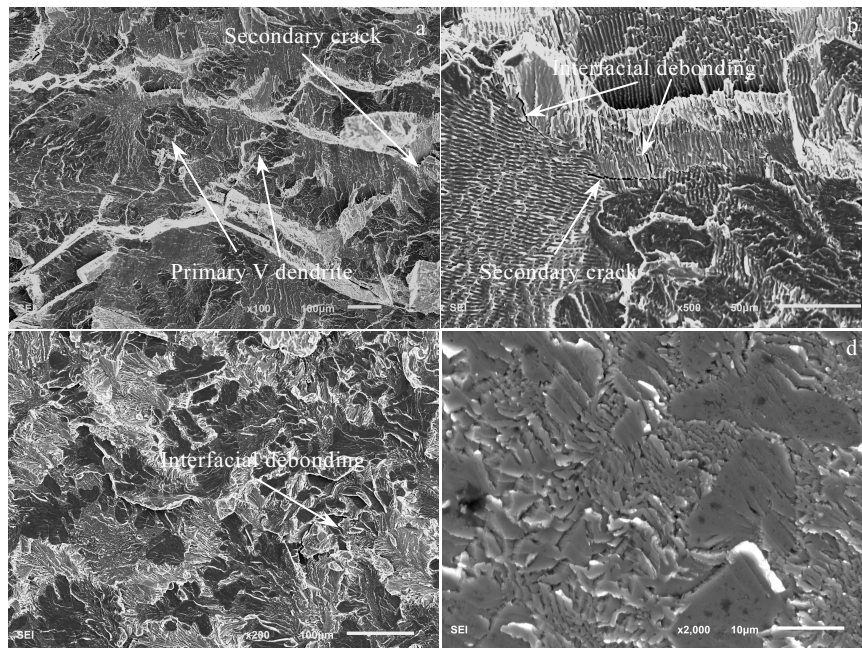


图 6 不同生长速率下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金断面形貌

Fig.6 Fracture morphologies of directionally solidified NiAl-43V hypereutectic alloy at different growth rates:

(a, b) 6 $\mu\text{m/s}$, (c) 60 $\mu\text{m/s}$, and (d) 150 $\mu\text{m/s}$

度解释了 NiAl-43V 过共晶合金的室温断裂韧性低于国外 Milenkovic 和 Joslin 的研究结果。

3 结 论

1) 在温度梯度 $G_L=310\text{ K/cm}$, 生长速率 $V=6\sim150\text{ }\mu\text{m/s}$ 的实验条件下定向凝固 NiAl-43V 过共晶合金稳态凝固组织全部为初生 V 枝晶+共晶组织 (NiAl 片层+V 片层) 组成。随着生长速率的增大, 共晶组织和初生 V 枝晶都逐渐细化, 初生 V 枝晶的一次枝晶与二次枝晶变得更细密。硬度测试表明初生 V 枝晶的硬度高于共晶相的硬度。

2) 定向凝固 NiAl-43V 合金的室温断裂韧性随生长速率的增大逐渐下降, 其最大室温断裂韧性值为 6 $\mu\text{m/s}$ 时的 $22.679\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, 最小值为 150 $\mu\text{m/s}$ 时的 $18.422\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。性能随生长速率的变化是因为生长速率增大产生的细晶强化效应弱于 V 枝晶和胞间区域增加对断裂韧性产生的不良影响导致, 初生 V 枝晶的析出不利于合金的断裂韧性。

3) 定向凝固 NiAl-43V 合金的断口形貌中没有韧窝的出现, 其断裂方式为准解理断裂。在裂纹扩展中裂纹钝化、裂纹再形核、裂纹偏转、界面剥离、裂纹桥接和微裂纹键合韧化机制对提高 NiAl-43V 合金的室温断裂韧性做出贡献。

参考文献 References

- [1] Shang Z, Shen J, Zhang J F *et al.* *Intermetallics*[J], 2012, 22: 99
- [2] Miracle D B. *Acta Metallurgica et Mater*[J], 1993, 41(3): 649
- [3] Shang Z, Shen J, Liu G *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 723: 89
- [4] Noebe R D, Bowman R R, Nathal M V. *International Materials Reviews*[J], 1993, 38(4): 193
- [5] Milenkovic S, Schneider A, Frommeyer G. *Intermetallics*[J], 2011, 19(3): 342
- [6] Wang L, Shen J, Shang Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 607: 113
- [7] Shang Z, Shen J, Wang L *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 57: 25
- [8] Shang Zhao(商 昭). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015
- [9] Frommeyer G, Rablbauer R, Schafer H J. *Intermetallics*[J], 2010, 18(3): 299
- [10] Wang L, Shen J, Shang Z *et al.* *Intermetallics*[J], 2014, 44: 44
- [11] Milenkovic S, Caram R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46: 557
- [12] Joslin S M, Chen X F, Oliver B F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 196: 9
- [13] Ma Xuewei(马雪微), Zhang Jianfei(张建飞), Hao Wenwei

- (郝文伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3528
- [14] Ma Xuewei(马雪微), Zhang Jianfei(张建飞), Hao Wenwei(郝文伟) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造与有色合金)[J], 2017, 37(2): 228
- [15] Kurz W, Fisher D J. *Fundamentals of Solidification*[M]. Switzerland: Transaction Technology Publications Ltd, 1998: 253
- [16] Shang Z, Shen J, Zhang J F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 306
- [17] Wang Lei(王 雷). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014
- [18] He M Y, Heredia F E, Wissuchek D J *et al. Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(4): 1223
- [19] Chen X F, Johnson D R, Noebe R D *et al. J Mater Res*[J], 1995, 10: 1159
- [20] Liu H, Xuan W D, Xie X L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 678: 243
- [21] Zhang J F, Shen J, Shang Z *et al. Intermetallics*[J], 2012, 21: 18
- [22] Johnson D R, Chen X F, Oliver B F *et al. Intermetallics*[J], 1995, 3(2): 99

Effect of Growth Rate on Microstructure Evolution and Room Temperature Fracture Toughness of Directionally Solidified NiAl-43V Hypereutectic Alloy

Xu Pengfei¹, Zhang Jianfei¹, Chen Lin¹, Jin Zili¹, Ren Huiping²

(1. Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

(2. Key Laboratory of Advanced Metal Materials, Inner Mongolia, Baotou 014010, China)

Abstract: The Ni-28.5Al-43V (at%) hypereutectic alloy was prepared by liquid metal cooling technology (LMC). The microstructure evolution and mechanical properties of the alloy were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and three-point bending (3PB) test. Under the experimental conditions (temperature gradient $G_L=310$ K/cm, growth rate $V=6\sim 150$ $\mu\text{m/s}$), the results show that the steady-state growth microstructure of NiAl-43V is composed of primary V dendrites and eutectic structure (NiAl lamellar+V lamellar). Hardness test shows that the hardness of primary V dendrites is higher than that of eutectic phase. 3PB test shows that the maximum room temperature fracture toughness (RTFT) of NiAl-43V hypereutectic alloy is four times higher than that of NiAl alloy. The RTFT decreases from $22.679\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ at $6\text{ }\mu\text{m/s}$ to $18.422\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ at $150\text{ }\mu\text{m/s}$ as the growth rate increases. The reason is that the fine-grained strengthening effect caused by the increase of growth rate is weaker than the adverse effect of increased primary V dendrites and inter-cell regions on fracture toughness. Fracture morphology analysis of alloys indicates that alloy fracture is quasi-cleavage fracture. Crack blunting, crack renucleation, crack deflection, interfacial debonding, crack bridging and linkage of microcrack toughening mechanism contribute to the improvement of room temperature fracture toughness of NiAl-43V alloy in crack propagation. The precipitation of primary V dendrites reduces the fracture toughness of the alloy.

Key words: NiAl-V hypereutectic; solidification microstructure; room temperature fracture toughness; toughening mechanism

Corresponding author: Zhang Jianfei, Ph. D., Professor, College of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, P. R. China, Tel: 0086-472-5951572, E-mail: zhangjianfei@imust.edu.cn