

文章编号: 0258-7025(2007)03-0427-05

凝固条件对 γ -Ni/Mo₂Ni₃Si 合金凝固组织的影响

徐亚伟, 王华明

(北京航空航天大学材料学院激光材料加工与制造技术实验室, 北京 100083)

摘要 设计并采用激光熔炼工艺制备出镍基固溶体 γ 增韧的 Mo₂Ni₃Si 三元金属硅化物合金。差式扫描量热分析 (DSC) 及高温金相实验表明, 该合金共晶温度约 1287 °C, 液相线温度约 1355 °C。研究了该 Mo₂Ni₃Si 合金在炉冷、水冷及激光表面熔凝条件下的凝固组织。结果表明, 在炉冷及水冷条件下, 随着凝固冷却速度的提高, 合金中 Mo₂Ni₃Si 初生枝晶体积分数降低、二次枝晶臂间距减小, 但激光表面快速熔凝合金中 Mo₂Ni₃Si 初生枝晶体积分数急剧增加 (62%)。激光表面快速熔凝 γ /Mo₂Ni₃Si 合金由于组织细小, 且基体 γ 相被 Mo 及 Si 元素过饱和固溶, 具有最优的力学性能 (显微硬度 600HV); 炉冷 Mo₂Ni₃Si 合金凝固组织初生枝晶上分布着许多显微裂纹, 且显微组织为粗大的二相组织, 力学性能较差。

关键词 激光技术; 金属硅化物; 凝固; 冷却速度; 显微硬度

中图分类号 TN 249; TG 111; TG 113.25⁺¹ **文献标识码** A

Effect of Solidification Conditions on Microstructure and Mechanical Properties of γ -Ni/Mo₂Ni₃Si Alloy

XU Ya-wei, WANG Hua-ming

(Laboratory of Laser Materials Processing and Manufacturing, School of Material Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100083, China)

Abstract γ -Ni toughened Mo₂Ni₃Si ternary metal silicide alloy was designed and fabricated by the laser melting deposition process. Differential scanning calorimetry (DSC) and high-temperature microscopic analysis indicated that the Mo₂Ni₃Si alloy has an eutectic temperature of 1287 °C and a liquidus temperature of 1355 °C. In this paper, the solidification microstructures of γ /Mo₂Ni₃Si alloy under furnace cooling, water cooling and laser surface remelting conditions were studied. Results showed that under furnace cooling and water cooling conditions, the volume fraction of Mo₂Ni₃Si primary dendrite and the secondary dendrite arm spacing decreased with increasing cooling rate. However, for the alloy under laser surface remelting condition which had the highest cooling rate ($\sim 10^3$ K/s), the volume fraction of Mo₂Ni₃Si primary dendrite increased markedly to about 62%. Due to its finest structure, the laser surface remelted γ /Mo₂Ni₃Si alloy possessed the optimum mechanical property (600HV), while many microcracks were observed on the Mo₂Ni₃Si primary dendrite for the furnace cooled γ /Mo₂Ni₃Si alloy and its coarse dual-phase structure was much unfavourable to mechanical property.

Key words laser technique; metal silicides; solidification; cooling rate; microhardness

1 引言

由于具有高熔点、低密度、高强度、高硬度以及优异的高温力学性能和抗氧化性能, MoSi₂,

Mo₅Si₃, Ti₅Si₃, NbSi₂, TaSi₂, VSi₂ 等过渡族金属硅化物满足高温结构材料的要求, 可在介于高温合金和陶瓷之间的温度范围工作。与结构陶瓷材料相比, 由于过渡族金属硅化物金属键共价键共存的特

收稿日期: 2006-08-21; 收到修改稿日期: 2006-11-21

基金项目: 国家杰出青年科学基金 (50625413) 和航空基础科学基金 (05H51009) 资助项目。

作者简介: 徐亚伟 (1981—), 女, 山东人, 博士研究生, 主要从事金属硅化物耐磨耐腐蚀多功能涂层方面的研究。

E-mail: rosemary618@gmail.com

导师简介: 王华明 (1962—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事先进材料激光制备科学与成形技术研究。

E-mail: wanghuaming@263.net (通信作者)

性,因此可以通过添加合金组元实现合金化或原位合成第二相制备多元多相合金的方式以有效地解决室温脆性问题^[1~6]。如 MoSi_2 是以 Mo-Si 强共价键和 Mo-Mo 弱金属键结合的金属硅化物,因此脆性很大,室温断裂韧性只有 $2.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,通过加入合金元素如 $\text{V}, \text{Nb}, \text{Ta}$ 等部分替代 Mo ,用 Mg, Al 部分替代 Si ,减少共价键或增强金属键成分,从而提高合金韧性;当 MoSi_2 中加入原子数分数为 1% 的 Nb 时,室温硬度从 899 HV 下降到 743 HV ,而脆韧转变温度 (BDTT) 下降到室温,高温屈服强度 ($1600 \text{ }^\circ\text{C}$) 则由 14 MPa 上升到 143 MPa ^[6~9]。与二元金属硅化物相比,三元过渡族金属硅化物具有更广阔的化学成分范围,目前通过合金化原位合成制备多元多相高性能三元过渡族金属硅化物合金的研究已取得了一些进展^[10~15]。本文研究了炉冷、水冷及激光表面重熔快速凝固条件下 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 三元金属硅化物合金的凝固过程,重点考察了凝固条件对合金组织及性能的影响。

2 实验方法

$\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 的组成 (质量分数) 为 $59.7\text{Ni}-33.3\text{Mo}-7\text{Si}$,以纯度为 99% 的 Ni (-200 目), Mo (+300 目), Si (+200 目) 混合粉末为原始材料,在氩气保护下在水冷铜模激光熔炼炉中利用高功率激光束对合金粉末进行熔炼实验。先将混合均匀的合金粉末在 $120 \text{ }^\circ\text{C}$ 电阻炉内预热除潮 10 h,然后将合金粉末铺于水冷铜模内并在氩气保护下进行激光熔炼实验。激光熔炼实验在 8 kW 横流 CO_2 激光材料加工成套系统上完成,工艺参数为:激光输出功率 4 kW,光斑直径 14 mm,激光熔炼时间 70 s。

在 NETZSCH STA 449C 示差扫描量热分析仪上测试 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金从室温到 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 范围内的吸热放热曲线,观察测试后的合金试样状态。在最高加热温度为 $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ 的高温电阻炉中进行合金水冷和炉冷凝固实验,先将炉温升至 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$,再将激光熔炼的 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金材料与高纯 Al_2O_3 坩埚一起放入炉中,待炉内温度稳定后保温 30 min,然后分别采用水冷或炉内缓冷等方式制备合金试样。激光表面快速熔凝实验在激光熔炼 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金试样表面进行,实验前先将试样表面用 800 号砂纸打磨、磨光,实验工艺参数为激光输出功率 2 kW,光束直径 4 mm,扫描速度 $200 \text{ mm}/\text{min}$ 。采用线切割方法沿与扫描方向垂直的方向切取横截面,研究激光

表面熔凝条件下合金的显微组织。

采用室温 (体积分数) $\text{H}_2\text{O}-7\% \text{ HF}-43\% \text{ HNO}_3$ 水溶液化学浸蚀显微组织,采用 Olympus BX51M 光学金相显微镜 (OM) 和 KYKY-2800 扫描电子显微镜 (SEM) 分析激光熔炼 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金及不同凝固冷却条件下该合金的显微组织,采用 Rigaku D/max 2200 pc 全自动 X 射线衍射仪 (XRD, Cu K_α) 进行物相鉴定,并利用 Noran Vantage DSI 能谱分析仪 (EDS) 分析各相的化学成分。 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 初生枝晶的体积分数采用定量金相分析的方法进行测定, $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金平均硬度的测量在 MH-6 半自动显微硬度计上完成,实验载荷为 4.9 N。

3 结果和讨论

由图 1 可见^[16],激光熔炼 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 金属硅化物合金组织均匀致密,不规则块状初生枝晶均匀分布在共晶基体中。由 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 的 Mo-Ni-Si 三元等温截面图^[17] 及 X 射线衍射分析结果显示,该合金主要由三元金属硅化物 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 和镍基固溶体 γ 两相组成,其中由于固溶了一定量的 Mo, Si 元素, γ 镍基固溶体衍射峰与纯镍相比稍有偏移。由于 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 与 MoNiSi 晶格类型完全相同,且点阵常数差别不大,故实验采用 MoNiSi 的标准粉末衍射卡片进行 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 相的标定,结果显示 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 的衍射峰与 MoNiSi 的 X 射线衍射卡片吻合得很好。能谱分析结果表明,合金中初生枝晶的化学成分 (原子数分数) 约为 $33\% \text{ Mo}-50\% \text{ Ni}-17\% \text{ Si}$,可以确定为 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$,枝晶间则是以镍基固溶体 γ 为主的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}/\gamma$ 共晶组织^[16]。

图 2 为激光熔炼 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金在 $700 \sim 1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 记录的升降温差式扫描量热分析 (DSC) 曲

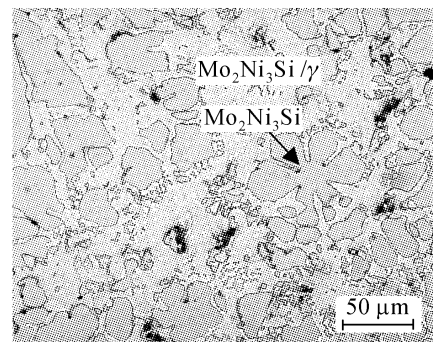


图 1 激光熔炼 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 金属硅化物合金的光学金相显微组织照片

Fig. 1 OM micrograph showing microstructure of the laser melting deposited $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ metal silicide alloy

线,需要说明的是,经过差式扫描量热分析测试的合金试样已表现出熔化迹象,表明差式扫描量热分析最高测试温度已达到合金的液相线温度。该差式扫描量热分析测试结果与 T-400,即以与 Mo₂Ni₃Si 同晶体结构的 Co₃Mo₂Si 为初生相,以 Co₃Mo₂Si/Coss 为枝晶间共晶组织的耐磨合金相似^[18]。对比 Mo₂Ni₃Si 合金的升降温曲线,液相线温度可由升温曲线确定为约 1355 °C。另外,在合金的升温曲线上存在一个峰值为 1286.9 °C 的尖锐吸热峰,与降温曲线上峰值约 1260.5 °C 的放热峰吻合得很好。为了进一步验证该峰的意义,实验选取在 1250 °C 和 1300 °C 两个温度下对该合金进行高温金相实验,即将合金试样分别加热到 1250 °C 和 1300 °C,保温一定时间后淬火,其显微组织如图 3。可见,与激光熔炼合金原始组织相比,1250 °C 长期保温后 Mo₂Ni₃Si 初生枝晶显著长大并球化,Mo₂Ni₃Si/ γ 共晶组织特征完全消失,形成由初生枝晶 Mo₂Ni₃Si 和基体 γ 组成的典型两相组织;1300 °C 时效组织变化很大,除了 Mo₂Ni₃Si 初生枝晶长大以外,枝晶间的共晶组织异常细小,由图 3(c) 结合能谱分析仪分析表明,部分 γ 相以典型的二次初生树枝状形貌存在。研究结果证实,1286.9 °C 对应的是共晶点温度。当合金被加热到高于共晶点温度(如 1300 °C)时,树枝晶 Mo₂Ni₃Si/ γ 共晶组织熔化,在随后的水凝固过程中由于快速凝固,组织异常细小。至于原共晶组织中的部分 γ 相以二次初生相形貌存在,可以解释为:在加热过程中 Mo₂Ni₃Si 初生枝晶不断长大,枝晶间共晶成分的熔体在快速凝固条件下,由于凝固过冷度很大而明显从共晶成分向亚共晶成分偏移,从而先析出初生 γ 树枝晶,再析出共晶,即典型的亚共晶组织。

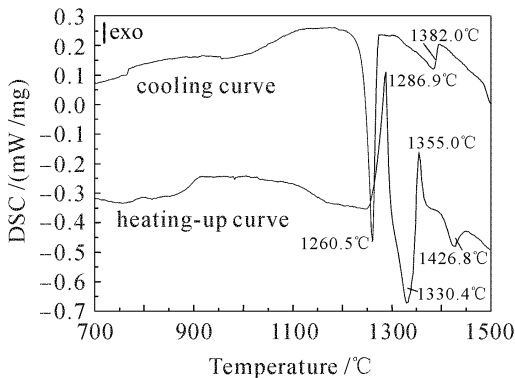


图 2 激光熔炼 γ /Mo₂Ni₃Si 金属硅化物合金的差式扫描量热分析曲线

Fig. 2 DSC curves of the laser melting deposited γ /Mo₂Ni₃Si metal silicide alloy

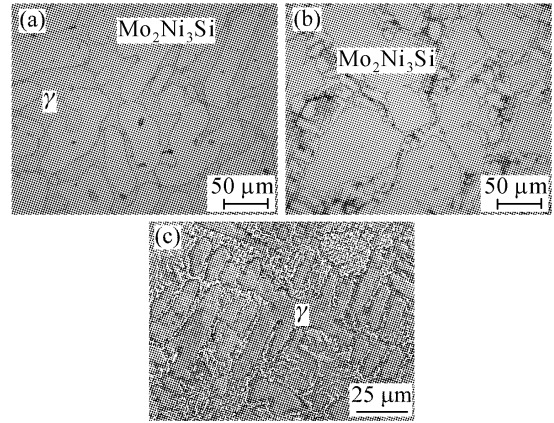


图 3 γ /Mo₂Ni₃Si 合金的高温淬火金相显微组织
Fig. 3 High-temperature quenched microstructure of the γ /Mo₂Ni₃Si alloy
(a) 1250 °C; (b), (c) 1300 °C

表 1 列出了 γ /Mo₂Ni₃Si 合金在不同凝固冷却条件下得到的材料组织特征数据及显微硬度表征的力学性能数据。它们具体的组织形貌如图 4 所示。

由图 4(a)水凝固组织所示,Mo₂Ni₃Si 初生枝晶比较细小,所占体积分数与激光熔炼 γ /Mo₂Ni₃Si 合金原始显微组织相比明显降低,共晶组织量增多且十分细密,其中仍以 γ 相为主。根据凝固理论,水冷条件下凝固冷却速度约为几十开每秒,属于亚快速凝固工艺。凝固过程中由于快速冷却致使局部区域产生足够大的过冷度,满足 Mo₂Ni₃Si 相析出需具备的热力学和动力学条件,大量的 Mo₂Ni₃Si 核心同时从液相中均匀析出,但在随后的快速冷却过

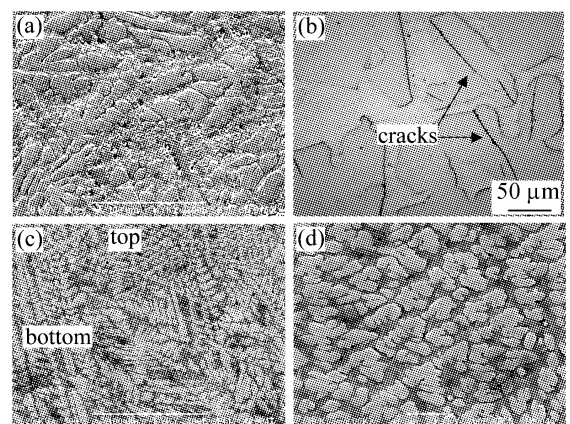


图 4 γ /Mo₂Ni₃Si 合金不同凝固冷却条件下的显微组织
(a) 1500 °C 水淬组织;(b) 1500 °C 炉冷组织;激光表面重熔后熔池的凝固组织;(c) 熔池底部;(d) 熔池顶部

Fig. 4 Microstructure of the γ /Mo₂Ni₃Si alloy under different solidification conditions
(a) water quenched; (b) furnace cooled; solidified microstructure after laser remelting; (c) bottom of the molten pool and (d) top of the molten pool

表 1 不同凝固条件下 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金的显微组织特征及显微硬度Table 1 Characteristic data of microstructures and microhardness of the $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ alloy solidified from different conditions

Solidification conditions	Original laser melted	Water cooled	Furnace cooled	Laser surface remelted
$\varphi(\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}) / \%$	58	42	66	62
Secondary dendrite arm spacing / μm	11.5	5.4	45	1.5
Average microhardness / HV	556	572	—	600

程中由于原子扩散很慢,在液相中出现溶质截留效应,使得 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 枝晶来不及长大因而十分细小;剩余的近共晶成分液相在快速冷却条件下,凝固析出得到细小的伪共晶组织。与激光熔炼 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金原始显微组织相比该条件凝固组织中的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}/\gamma$ 共晶明显细化且体积分数增多。

炉冷条件下的冷却速度很慢,接近于平衡态凝固过程,随着温度下降到液相线温度, $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 相先析出,原子的充分扩散使 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 相不断长大,当温度下降到共晶点时共晶组织析出且长大;如图 4(b)所示,该组织中 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 与 γ 相并没有形成如激光熔炼原始合金中的共晶形貌,而是呈现典型的二相组织形貌。这是由于从共晶点到室温的冷却过程类似于一种时效热处理,缓慢冷却过程中原子发生充分扩散,合金中细小的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 相不断溶解,粗大的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 相不断长大,最终枝晶尺寸可达几百个微米,从而减少系统表面能达到更稳定的组织。因此,图 4(b)中 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 与 γ 两相的体积比可近似作为平衡相图中两相的体积比。

此外,从炉冷凝固组织中可以观察到许多 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 初生枝晶上分布着显微裂纹,显然在冷速缓慢的情况下,这种现象不是由于热应力集中产生的。为了探索显微裂纹产生的原因,将合金进行了从 1500~1350 $^{\circ}\text{C}$ 的炉冷处理。结果发现其显微组织中没有显微裂纹,因而推测上述显微裂纹可能是由于 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 与 γ 的界面不匹配引起的,即炉冷到室温后, $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 初生相中固溶 Ni 的量很少,使得纯 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 与 γ 在界面处的晶格常数差异明显,从而导致裂纹产生;另一方面, $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}/\gamma$ 合金在慢速冷却到室温过程中,炉内的环境气氛对其力学性能可能会产生影响,比如在慢速经过 500~700 $^{\circ}\text{C}$ 温度区间时,氧可能会引起 Mo—Si 化合物的脆性。

激光表面熔凝即表面重熔工艺是十分有效的表面强化技术,它能实现表面的快速加热和冷却,冷却速度约为 $10^3 \sim 10^4$ K/s,从而获得非常细小的非平衡凝固组织。实验所采用的激光功率及激光束扫描

速度的不同均会对表面熔凝材料的组织和性能产生很大的影响,比如激光功率越大,熔池越深,组织可能会粗化。实验采用的激光表面熔凝工艺参数条件下得到的 $\gamma/\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金的显微组织形貌如图 4(c)和(d)。与原始主体组织相比,在极快的冷却速度下($\sim 10^3$ K/s),熔池底部凝固组织以明显的“外延”性结晶方式生长,呈现与 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金基底成一定角度的定向生长树枝晶形貌。这是因为交界面处形核需要能量最低,沿垂直于交界面方向散热最快,冷速最快,晶核沿该方向最易生长。然而,熔池表面温度相对较高,基体对熔池表面散热影响有限,再加上表面张力梯度所形成的对流作用,深入顶部熔池的定向生长枝晶被打断成游离态,进而作为新的形核核心,使近表面熔池顶部区域凝固组织出现偏离底部垂直生长的等轴晶形貌。经能谱分析仪分析显示,激光表面熔池顶部区初生相仍为 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 三元金属硅化物,由于凝固速度太快,原子来不及扩散,初生相间是固溶大量 Mo 和 Si 的 γ 相基体,没有明显的共晶组织特征。由图 4(a)和(c)可见,虽然水冷凝固与激光表面熔凝工艺的冷却速度都较快,但二者的凝固组织形貌差别较大。这可由不同的形核机制来解释:对于激光表面熔凝工艺,由于重熔层薄、传热快,亚稳相的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 以极快的速度先析出,能谱分析仪结果显示 Ni 元素在该亚稳相中发生了较大程度的过饱和固溶,因而初生相所占体积分数相对其他凝固工艺更高;对于水冷条件的热处理,合金在较快的冷却速度下完成凝固过程,原子来不及充分扩散,枝晶间滞留了高于共晶点的 Ni 含量,呈现出图 3(b),(c)所示的亚共晶形貌,因而 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 体积分数降低。

由表 1 的显微硬度结果显示,随着冷却速度提高, $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金的显微组织更加细密,其显微硬度略有增加。其中激光表面熔凝工艺制备的 $\text{Mo}_2\text{Ni}_3\text{Si}$ 合金显微组织中,由于软基体 γ 相固溶了相对更多的 Mo 和 Si 而得到强化,因而与其他凝固工艺相比它的力学性能最优异。炉冷凝固条件下制

备的 Mo₂Ni₃Si 合金显微组织中, Mo₂Ni₃Si 初生枝晶十分粗大, 无法测得比较准确的平均显微硬度结果。此外, 从组织设计的角度, 这种粗大的二相组织很难实现 γ 韧性相对 Mo₂Ni₃Si 金属硅化物的增强效果, 对材料力学性能的提高将很不利。

4 结 论

通过对合金凝固过程及不同凝固条件所得 γ /Mo₂Ni₃Si 金属硅化物合金组织及性能的研究, 可得以下结论:

1) 差式扫描量热分析与高温金相实验证实, 该激光熔炼 γ /Mo₂Ni₃Si 金属硅化物合金的共晶点约为 1287 °C, 液相线温度约为 1355 °C。

2) 随着冷却速度提高, γ /Mo₂Ni₃Si 合金组织不断细化, 由于溶质截留效应, 初生枝晶体积分数降低, 但激光表面快速熔凝组织中, Mo₂Ni₃Si 体积分数突然增大, 这是由于极快的冷却速度下, 形成大量被 Ni 过饱和固溶的 Mo₂Ni₃Si 亚稳相所致。

3) 显微硬度测试结果显示, 组织显著细化的激光表面快速熔凝 Mo₂Ni₃Si 合金具有最优异的力学性能, 显微硬度 600HV; 炉冷条件制备的 Mo₂Ni₃Si 合金, 由于显微裂纹及组织粗大的缘故, 力学性能最差。

参 考 文 献

- 1 C. T. Liu, J. H. Zhu, M. P. Brady *et al.*. Physical metallurgy and mechanical properties of transition-metal Laves phase alloys [J]. *Intermetallics*, 2000, **8**(9):1119~1129
- 2 T. A. Crus, J. W. Newkirk. Evaluation of methods to produce tough Cr₃Si based composites [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1997, **239-240**:410~418
- 3 G. Sauthoff. Multiphase intermetallic alloys for structural applications [J]. *Intermetallics*, 2000, **8**:1101~1109
- 4 Won-Yong Kim, Hisao Tanaka, Akio Kasama *et al.*. Microstructure and room temperature fracture toughness of Nb_{ss}/Nb₅Si₃ in situ composites [J]. *Intermetallics*, 2001, **9**(9):827~834

- 5 H. W. Wang, G. Duan. Wear and corrosion behavior of laser clad Cr₃Si reinforced intermetallic composite coatings [J]. *Intermetallics*, 2003, **11**:755~762
- 6 J. J. Petrovic. Toughening strategies for MoSi₂-based high temperature structural silicides [J]. *Intermetallics*, 2000, **8**:1175~1182
- 7 A. A. Sharif, A. Misra, J. J. Petrovic *et al.*. Alloying of MoSi₂ for improved mechanical properties [J]. *Intermetallics*, 2001, **9**(10):869~873
- 8 A. Misra, A. A. Sharif, J. J. Petrovic *et al.*. Rapid solution hardening at elevated temperatures by substitutional Re alloying in MoSi₂[J]. *Acta Materialia*, 2000, **48**(4):925~932
- 9 U. V. Waghmare, V. V. Bulatov, E. Kaxiras *et al.*. Microalloying for ductility in molybdenum disilicide [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, **261**:147~157
- 10 H. M. Wang, F. Cao, L. X. Cai *et al.*. Microstructure and tribological properties of laser clad Ti₂Ni₃Si/NiTi intermetallic coatings [J]. *Acta Materialia*, 2003, **51**(20):6319~6327
- 11 H. M. Wang, D. Y. Luan, L. Y. Zhang. Microstructure and wear resistance of laser melted W/W₂Ni₃Si metal silicides matrix in situ composites [J]. *Scripta Materialia*, 2003, **48**(8):1179~1184
- 12 H. B. Tang, H. M. Wang. Microstructure and dry sliding wear resistance of a Cr₁₃Ni₅Si₂ ternary metal silicide alloy [J]. *Acta Materialia*, 2004, **52**(7):1773~1783
- 13 X. D. Lu, H. M. Wang. Microstructure and dry sliding wear properties of laser clad Mo₂Ni₃Si/NiSi metal silicide composite coatings [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, **359**(1-2):287~291
- 14 X. D. Lu, H. M. Wang. High-temperature sliding wear behaviors of laser clad Mo₂Ni₃Si/NiSi metal silicide composite coatings [J]. *Applied Surface Science*, 2003, **214**(1-4):190~195
- 15 X. D. Lu, H. M. Wang. High-temperature phase stability and tribological properties of laser clad Mo₂Ni₃Si/NiSi metal silicide coatings [J]. *Acta Materialia*, 2004, **52**(18):5419~5426
- 16 Xu Yawei, Wang Huaming. Microstructure and room-temperature dry sliding wear behaviors of Mo₂Ni₃Si/ γ -Ni dual-phase alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2006, **42**(7):722~726
徐亚伟, 王华明. Mo₂Ni₃Si/ γ 双相合金的显微组织及室温干滑动磨损行为研究 [J]. *金属学报*, 2006, **42**(7):722~726
- 17 P. Villars, A. Prince, H. Okamoto. Handbook of Ternary Alloys Phase Diagrams [M]. ASM International, New York, 1995
- 18 M. X. Yao, J. B. C. Wu, R. Liu. Microstructural characteristics and corrosion resistance in molten Zn-Al bath of Co-Mo-Cr-Si alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, **407**:299~305