

热处理对选区激光熔化成形 M2052 合金组织性能的影响

康梓铭, 张冬云, 汪承杰, 李冷山, 曹明

(北京工业大学 a.激光工程研究院, b.3D 打印工程技术中心, 北京 100124)

摘 要: **目的** 综合提升选区激光熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 成形 M2052 锰铜合金的力学性能。**方法** 利用 SLM 技术成形 M2052 锰铜合金, 并通过固溶、时效及固溶+时效等热处理方法对其成形态组织进行调控。通过扫描电子显微镜和 X 射线衍射仪, 对合金的显微组织、晶粒形貌、拉伸断口形貌及物相组成进行分析, 并通过拉伸性能、冲击性能测试, 分别评价 SLM 成形及热处理后的屈服强度、抗拉强度、延伸率和冲击韧性。**结果** SLM 成形的 M2052 合金经过固溶处理后, 形成了典型的类孪晶结构; 时效处理后的组织和 SLM 成形态类似, 形成了细微的亚孪晶组织; 固溶+时效处理后, 类孪晶组织粗大。四种状态的显微组织均由单相 γ 固溶体组成, 时效态和固溶+时效态析出了 α -Mn 相, 但时效态析出含量较多。SLM 成形态具有较高的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{p0.2}$ (636 MPa 和 548 MPa), 时效处理能提高合金的 σ_b 和 $\sigma_{p0.2}$ (707 MPa 和 570 MPa), 但是冲击韧性和延伸率 (5.5 J 和 8.5%) 较差; 而固溶处理能显著提高合金的冲击韧性和延伸率 (23.5 J 和 22.25%)。综合比较, 固溶+时效态试样具有最好的力学性能 (冲击韧性为 17 J, 延伸率为 10.8%, σ_b 为 503 MPa 和 $\sigma_{p0.2}$ 为 322.5 MPa)。断口分析表明, 四种状态下均为韧性断裂。**结论** 固溶+时效热处理可以在存在单相 γ 固溶体条件下析出少量的 α -Mn 相, 综合提升锰铜合金的力学性能。

关键词: 选区激光熔化; 锰铜合金; 类孪晶; 热处理; 力学性能

中图分类号: V261.3+6 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)05-0132-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.05.020

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of M2052 Alloy by Selective Laser Melting

KANG Zi-ming, ZHANG Dong-yun, WANG Cheng-jie, LI Ling-shan, CAO Ming

(a.Institute for Laser Engineering, b.Engineering Center for 3D Printing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

ABSTRACT: The work aims to improve the mechanical properties of M2052MnCu alloy formed by selective laser melting (SLM). M2052 MnCu alloy was formed by SLM and the microstructure was controlled by heat treatment methods such as solution, aging, solution+aging, etc. The microstructure, grain morphology, tensile fracture morphology and phase composition of the alloy were analyzed by scanning electron microscopy and X-ray diffractometry. The yield strength, tensile strength, elongation and impact toughness after SLM forming and heat treatment were evaluated by tensile and impact property tests. The SLM-formed M2052 alloy presented a typical eutectic structure after solution treatment; the structure after aging treatment was

收稿日期: 2018-11-28; 修订日期: 2019-03-06

Received: 2018-11-28; Revised: 2019-03-06

作者简介: 康梓铭 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为金属 3D 打印成形。

Biography: KANG Zi-ming (1994—), Male, Master, Research focus: metal 3D printing.

通讯作者: 张冬云 (1967—), 女, 博士, 副教授, 主要研究方向为激光快速成形、激光焊接。邮箱: zhangdy@bjut.edu.cn

Corresponding author: ZHANG Dong-yun (1967—), female, Doctor, Associate professor, Research focus: laser rapid prototyping, laser welding. E-mail: zhangdy@bjut.edu.cn

similar to the morphology formed by SLM, showing a fine sub-twisted structure; and the eutectic structure after solution+aging treatment was coarse. The microstructures of the four states were composed of single-phase γ solid solution. The α -Mn phase precipitated in the aging state and the solution+aging state, but the precipitated content was more. The SLM formed morphology had a high tensile strength σ_b and a yield strength $\sigma_{p0.2}$ (636 MPa and 548 MPa). The aging treatment could improve the σ_b and $\sigma_{p0.2}$ (707 MPa and 570 MPa) of the alloy, but the impact toughness and elongation (5.5 J and 8.5%) was poor; and solution treatment could significantly improve the impact toughness and elongation of the alloy (23.5 J and 22.25%). Through comprehensive comparison, solution+aging samples had the best mechanical properties (the impact toughness of 17 J, the elongation of 10.8%, σ_b of 503 MPa, and $\sigma_{p0.2}$ of 322.5 MPa). Fracture analysis showed that the four states had ductile fractures. Solution+aging heat treatment can precipitate a small amount of α -Mn phase in the presence of single-phase γ solid solution, thus comprehensively improving the mechanical properties of manganese-copper alloy.

KEY WORDS: selective laser melting; MnCu alloy; twin-like structure; heat treatment; mechanical

金属机构的转动、撞击难免会产生振动和噪音，这严重影响了人体的健康，并且会影响机械质量，降低设备的使用寿命和仪表的精度及可靠性^[1]。火箭、卫星失效分析表明，约 2/3 的故障与振动和噪音有关^[1]。减小振动和噪音有三种方法：一是把机器结构做得笨重且刚性来减小振动时的振幅；二是设计结构为失谐结构来避免达到共振状态；三是阻尼振动，采用具有高减震性能的材料来制作震动源和噪音源部件，从根本上减震消音^[2]。因此当前解决减振降噪问题最重要且有效的手段为采用阻尼材料。目前广泛应用的高阻尼合金主要是以 Mn-Cu 系合金和 Ti-Ni 合金为代表的记忆合金^[3]。由于 Mn-Cu 系合金具有良好的导电、导热性能，性价比高，因此在实际应用方面更加广泛^[4]。

M2052 是一种研究应用较多的锰铜合金，加入 Ni 和 Fe 可进一步改善合金的力学性能^[5]，因为其优良的力学性能和阻尼性能，在航空航天、舰船领域有着广泛的应用^[6]。目前 M2052 合金制造采用传统的铸造和锻造加工方法，对成形零件具有很大的几何局限性，并且零件的生产周期长，在熔炼及后续热加工过程中，合金元素容易氧化和挥发。激光选区熔化技术（Selective Laser Melting, SLM）是从 20 世纪 80 年代开始发展的一种快速成形技术，它突破了传统加工方法减材制造的概念，采用添加材料的方法成形零

件，特别适用于传统方法难以成形的构件，可显著缩短零件制造周期，增强产品竞争优势，尤其利于复杂形状、多品种小批量零件的生产，所成形零件的致密度高，具有快速凝固的组织特征，具有较好的力学性能，能够满足直接使用的要求^[7]。

目前针对锰铜合金的研究都处于铸锻件。殷福星等人^[6]通过采用不同的模具来控制 M2052 合金铸造过程中铸型的凝固速度，研究不同凝固速度下铸造 M2052 高阻尼合金的显微组织和阻尼性能。Y. Q. Wu 等人^[6]发现在缓慢降温过程中发生了相分解， γ 相是分解前 Mn-Cu 合金中的特征相，经过固溶处理后分解为纳米尺度的富 Mn 和富 Cu 相。Y. Zhong^[6]发现时效处理有利于孪晶的形成，增加孪晶密度，并显著增加理论剪切应力。宋玉强^[6]研究表明，利用粉末冶金烧结铜锰混合粉末，锰向铜中单向扩散，形成单相固溶体，随着粉末冶金烧结温度的升高和保温时间的延长，烧结的锰铜合金的密度和硬度均会下降，控制烧结温度和保温时间能够获得致密度较高、硬度较大的烧结压坯。M. Fukuhara^[11]发现锰含量较高时，Mn-Cu 合金的阻尼特性与 E/K 比有关，锰铜烧结合金的阻尼峰比铸造 M2052 合金的阻尼峰高，其阻尼效果由孪晶界和 fct-fcc 转变所致。表 1 为典型商用 Mn-Cu 合金的性能情况。

表 1 典型商用 Mn-Cu 合金性能情况
Tab.1 Properties of typical commercial Mn-Cu alloys

	England sonoston	America incramute	Former soviet union abpopa	China 2310	Japan M2052
Mn/%	47~60	40~45	50~60	49~52	Allowance
Cu/%	25~50	54~58	Allowance	Allowance	~20
Al/%	2.5~6.0	< 2.0	1.0~2.3	3.5~4.5	—
Fe/%	2.5~6.0	—	1.0~4.0	2.5~3.5	~2
Ni/%	0.5~3.5	—	0.3~2.5	2.0~3.0	~5
Other elements/%	Sn < 2.0, C < 0.2, Si < 0.2	Sum < 0.5	Zn: 0.5~4.0 Mo: 0.3~0.9	Zn 1.5~3.0, Cr 0.4~0.8, C < 0.1, Si < 0.2	—
σ_b /MPa	≥ 539	≥ 568	≥ 490	≥ 539	≥ 500
$\sigma_{p0.2}$ /MPa	≥ 250	≥ 294	≥ 245	≥ 235	≥ 300
HB	130~170	—	140~160	132~148	136~148
Melting temperature/℃	940~1080	—	900~1000	960~1070	1020~1040

本文基于选区激光熔化成形技术 (Selective Laser Melting, SLM), 结合最优的 M2052 合金 SLM 制造参数, 分析对比了热处理前后 SLM 制造的 M2052 合金的显微组织和力学性能, 重点探究了 M2052 合金 3D 打印后的显微组织物相、拉伸冲击性能、断口形貌, 为以后成形结构件的设计制造提供理论基础。

1 实验

1.1 实验设备

本实验所采用的选区激光熔化成形 (SLM) 设备为德国设备 EOS INT M280, 如图 1 所示, 设备的整个系统分为冷却系统、循环过滤系统、成形系统, 成形室内含有供粉仓、成形仓、回收仓, 成形仓尺寸为 250 mm×250 mm×325 mm。激光器为 400 W 的 YLR-400 光纤激光器, 激光波长为 1064 nm, 激光光斑焦平面直径为 100 μm 。

实验试样的组织和断口观察通过金相显微镜 (Zeiss40MAT)、扫描电子显微镜 (JSM-6510) 进行, 确定不同试样中的物相类别通过 X 射线衍射仪 (Smartlab-KD2590N) 进行; 室温拉伸实验通过万能



图 1 EOS INT M280 金属快速成形机
Fig.1 EOSINTM280metal rapid forming machine

试验机 (WE-300) 进行, 室温冲击实验通过冲击试验机 (JBN-300B) 进行。

1.2 实验材料

本实验所采用的实验材料为雾化制粉技术获得的锰铜合金球形粉末, 其中粉末各元素质量占比如表 2 所示, 粉末形貌如图 2 所示, 通过观察得知 M2052 合金粉末具有较好的球形度。

表 2 M2052 合金粉末的化学成分
Tab.2 Nominal composition of the powder of the M2052 alloy

						wt. %
Mn	Cu	Ni	Fe	Si	Cr	
63.25~70.52	22.34~26.15	5.16~5.45	2.0~4.5	0.1~0.5	0.1~0.4	

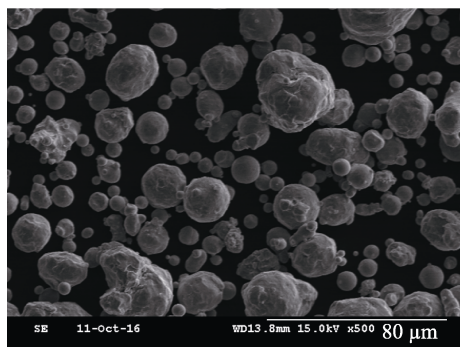


图 2 M2052 合金粉末的 SEM 图
Fig.2 SEM image of the M2052 alloy powder

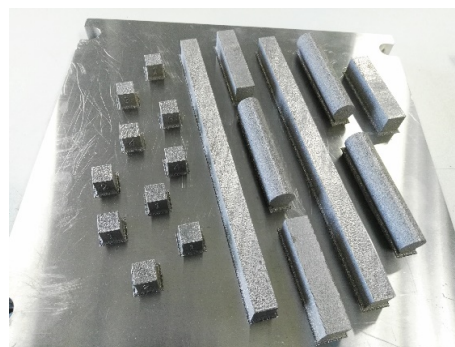


图 3 SLM 成形 M2052 试样
Fig.3 SLM formed M2052 specimens

1.3 实验方法

1.3.1 激光选区熔化试样制作

激光选区熔化工艺参数的线能量密度为 1.561 J/mm², 利用该参数制作如图 3 所示的金属小方块 (10 mm×10 mm×10 mm) 及拉伸棒材, 通过线切割机将小方块从基板切割下, 沿着 YZ 面 (纵截面) 切开打磨并抛光, 而后用 FeCl₃ 与 HCl 的水溶液进行腐蚀。

1.3.2 热处理工艺选取

参考铸造和锻造铜合金热处理工艺 QSi1-3, 采用三种不同的热处理制度, 分别对 SLM 成形 M2052 合金进行热处理: (1) 加热到 880 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 后, 水冷至室温 (固溶处理, Solution, 简称 S); (2) 加热到 425 $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h 后, 空冷至室温 (时效处理, Aging, 简称 A); (3) 加热到 880 $^{\circ}\text{C}$ 保温 1 h 后, 水冷至室温, 再加热到 425 $^{\circ}\text{C}$ 保温 4 h 后, 空冷至室温 (固溶时效处理, Solution + Aging, 简称 SA 热处理)。将

三种热处理状态与 3D 打印 SLM 成形态进行对比。

1.3.3 扫描电镜形貌观察与物相类别分析

扫描电子显微镜的观察分为两部分,一部分为不同热处理状态下金相显微组织结构分析,同时结合能谱仪进行能谱分析(EDS),分析不同组织中元素含量及变化;另一部分为不同热处理状态下拉伸冲击断口形貌微观特征的观察,分析断口的微观形貌和失效形式。

为进一步确定不同热处理试样中的物相类别,采用 X 射线衍射仪对不同热处理状态下的物相结构进行定性分析。实验采用 Cu 靶,步宽为 $2^{\circ}/\text{min}$ 。实验前用酒精对抛光后的试样待测表面进行清洗。

1.3.4 力学性能测试

1) 拉伸性能测试。将 SLM 成形 M2052 合金的成形态试样和热处理后的试样分别进行相同的室温拉伸实验,测试抗拉强度 σ_b 、屈服强度 $\sigma_{p0.2}$ 、断后延伸率 δ_5 等性能。拉伸实验参照 GB/T 228.1—2010 进行,试样直径 $d_0=5\text{ mm}$,原始标距 $l_0=5d_0=25\text{ mm}$,每组测定三个试样,取平均值。

2) 冲击性能测试。将 M2052 合金 SLM 成形态和热处理试样分别进行室温冲击实验,测试冲击韧性 KV_2 。实验参照 GB/T 229—2007,冲击标准试样尺寸为 $10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$,每组测试三个试样,取平均值。

2 结果与讨论分析

2.1 显微组织分析

图 4 与图 5 是不同热处理状态下的纵截面显微组织结构,观察图 4 得知,经过固溶热处理后和固溶时

效热处理后, M2052 锰铜合金的晶粒变小,并且会在细小晶粒内形成明显的孪晶组织,不同晶粒内孪晶组织的大小和孪晶晶界方向不同,相同晶粒内孪晶结构的方向一致。对比图 4d 与图 4c 发现,固溶时效热处理后的晶粒比固溶热处理后的晶粒要大,固溶热处理后晶粒晶界轮廓较明显,而固溶时效后晶粒内的孪晶组织大小均匀,并发现晶粒内形成的孪晶组织较固溶状态下的孪晶组织粗大,且晶粒晶界变得模糊。对比图 4b 与图 4a 发现,成形态和时效态的显微组织结构变化不明显,仍为成形态横截面典型的长条状扫描轨迹,在扫描电子显微镜 SEM 更高的放大倍数下(图 5a、5b),发现时效和成形态下扫描轨迹交界处析出了细小类似孪晶结构的亚孪晶组织,且成形态孪晶组织的晶界方向垂直于扫描轨迹。

锰铜合金中,当 Mn 质量分数超过 82% 时,其自然冷却到常温,会发生马氏体相变而形成孪晶马氏体组织,通过调幅分解得知,冷却过程中的成分偏析导致锰析出,形成富锰和贫锰区,当富锰相中锰含量达到一定程度时,在自然冷却过程中发生马氏体相变,形成孪晶马氏体组织。表 3 为 EDS 成分分析,可以得出在时效态和成形态的扫描轨迹交界处,细小亚孪晶组织的锰含量比晶粒中的锰含量高(图 5、表 3),说明锰的析出是促成扫描交界处形成细微孪晶组织的重要原因。相邻长条状扫描路径间的搭接区域经受激光两次扫描重熔,会发生晶粒粗化,冷却凝固时间增加会增加锰的析出,所以会在扫描路径间沿着散热方向(即垂直于扫描轨迹方向)形成细微的亚孪晶组织。而时效热处理加热温度达 430°C ,保温时效过程中增加了成分偏析,即增加了锰的析出,冷却后在扫

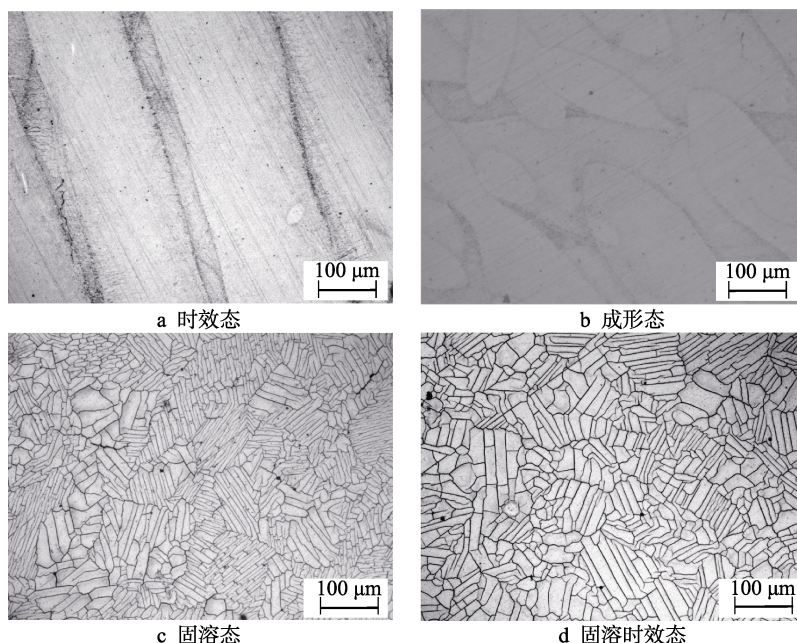


图 4 SLM 成形 M2052 合金金相组织

Fig.4 Metallographic structure of M2052 alloys fabricated by SLM:
(a) aging state; (b) as-fabricated; (c) solution state; (d) solution+aging state

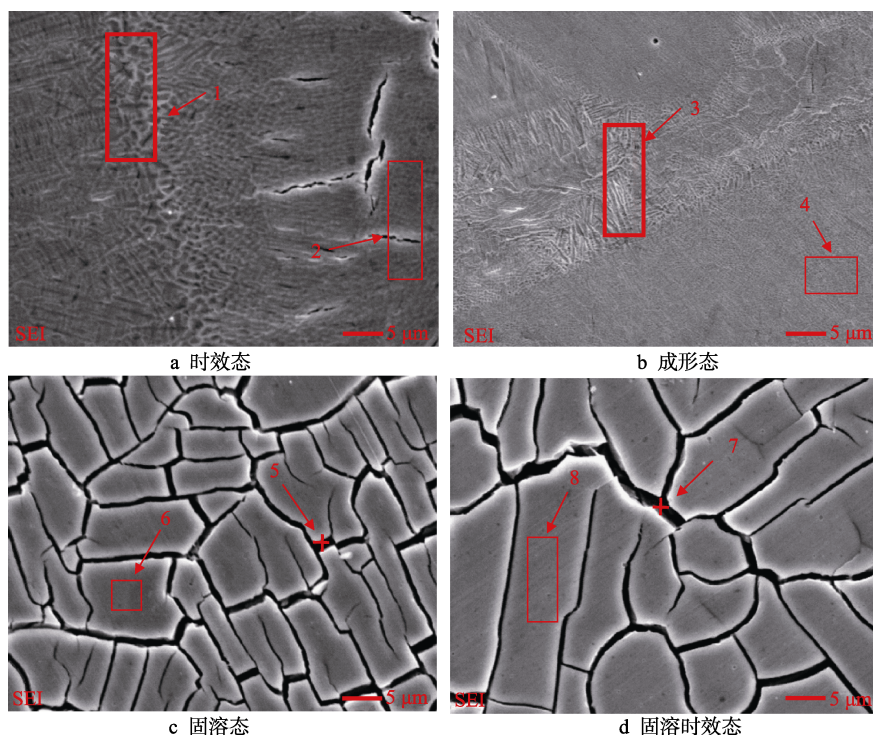


图 5 SLM 成形 M2052 合金 SEM 显微图

Fig.5 SEM micrographs of M2052 alloys fabricated by SLM:
(a) aging state; (b) as-fabricated; (c) solution state; (d) solution+aging state

表 3 图 5 中相对富锰和富铜相的 EDS 成分分析
Tab.3 Compositional EDS analysis corresponding to
relative Mn-rich and Cu-rich phases in Fig.5

		at%				
	Region site		Mn	Cu	Ni	Fe
Fig.5a	Mn-enrichment 1	31.55	48.68	12.68	7.08	
	Cu-enrichment 2	27.08	52.15	13.52	7.25	
Fig.5b	Mn-enrichment 3	31.15	57.51	7.70	3.64	
	Cu-enrichment 4	23.02	67.08	7.01	2.89	
Fig.5c	Mn-enrichment 5	21.13	60.90	13.08	4.89	
	Cu-enrichment 6	15.83	68.13	12.91	3.14	
Fig.5d	Mn-enrichment 7	26.72	57.12	10.60	5.56	
	Cu-enrichment 8	17.10	62.95	11.81	8.15	

描轨迹间形成方向不均匀的亚孪晶组织。

通过对比固溶态和固溶时效态的 EDS 能谱,发现经过固溶处理和固溶时效处理后,基体组织中的锰原子数分数相对成形态和时效态下降 10%左右。固溶热处理加热温度为 880 ℃,经过热处理后, M2052 锰铜合金形成单相 γ 固溶体,在冷却过程中,锰元素不断沿着晶界析出,形成成分偏析,发生调幅分解,形成富锰区和富铜区。锰的耐腐蚀性比铜的耐腐蚀性低,腐蚀时,富锰相将会被腐蚀,金相表现为黑色区域,而富铜相得以保留表现为基体组织,因此固溶和固溶时效后,基体内部的锰含量相对减少。通过对比分析固溶态和固溶时效态的扫描电镜能谱(图 5、表 3),发现晶界和孪晶晶界处的锰含量比晶粒内部其他

位置的锰含量要高,这也进一步说明经过固溶或固溶时效热处理后,锰元素从基体中析出,减少了晶粒基体中锰的含量。

2.2 物相分析

M2052 合金平衡状态自然冷却时,将会形成 α 锰和具有面心立方结构的 γ 固溶体两相结构。通过 XRD 衍射图谱对材料组织的相结构进行分析,图 6 为 SLM 成形 M2052 锰铜合金四组不同状态试样的 XRD 分析结果。可以看出四种状态下均有单相 γ 固溶体的特征晶面衍射峰(111)、(200)、(220)、(311)出现,只是峰值大小不同。SLM 成形技术通过激光快速作用,实现金属粉末的快速熔化和凝固成形,金属材料的快速熔化凝固为非平衡状态,类似于淬火热处理,导致 α 锰相来不及析出,因此打印成形件区别于传统的铸锻件,成形件内部将会形成单一的 γ 相固溶体。在固溶处理后的冷却过程中,加速了溶质元素的再分配,锰铜合金中的高温 γ 相组织将会大大增加,阻碍 γ 相向 α 相的转变,使得固溶处理后形成富含锰和富含铜的单相 γ 固溶体。观察四组 XRD 晶面衍射峰出现的角度,发现时效热处理和固溶时效热处理试样的单相 γ 固溶体的晶面衍射峰相对成形态和固溶热处理态向右移动,说明时效热处理和固溶时效热处理后发生了晶格畸变, γ 固溶体由面心立方结构向体心正方结构转变,这进一步说明时效热处理促进了材料内部发生晶格畸变。此外,对比发现,经过

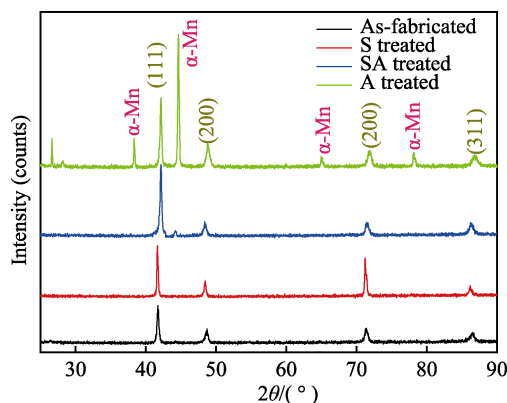


图 6 M2052 合金 SLM 成形态和不同热处理态 XRD 结果
Fig.6 XRD spectra for M2052 alloy fabricated by SLM and different heat treatments

430 °C 保温 4 h 后空冷的时效热处理。有新的晶面衍射峰 (312)、(111)、(610)、(552) 生成, 说明时效处理后生成了新的相结构, 分析表明生成的新相为 α -Mn 相。对比观察还发现, 先固溶后时效热处理也会生成 α -Mn 相。

2.3 力学性能分析

实验分别对 M2052 锰铜合金的成形态、固溶热处理态 (S)、时效热处理态 (A) 以及固溶时效热处理态 (SA) 四组试样, 进行了室温拉伸试验和室温 V 型冲击实验。图 7 和图 8 分别为 M2052 锰铜合金成形态和不同热处理状态下常温拉伸应力-应变曲线及拉伸、冲击测试结果。

图 7 表明四种不同状态下的应力随应变表现出相同的变化趋势, 即先通过一段弹性变形阶段, 此时应力应变呈线性关系, 然后屈服发生永久性变形, 最后失效。应力-应变曲线表明, 随着应变的增大, 固溶热处理试样最先失效进入塑性变形阶段, 其次是固溶时效热处理试样, 然后是成形态试样, 最后是时效热处理态试样, 说明四种状态下塑性依次变差。通过

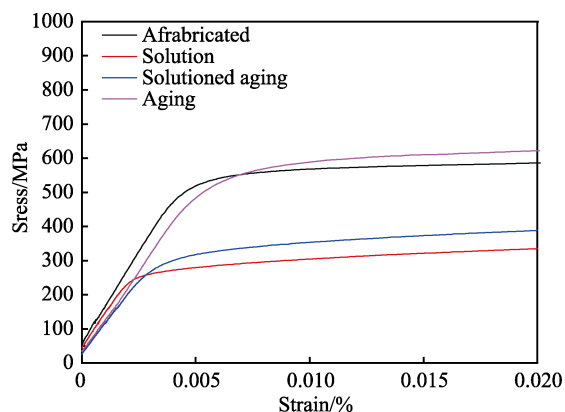


图 7 M2052 合金 SLM 成形态和不同热处理状态下的应力应变曲线

Fig.7 Tensile curves for M2052 alloys fabricated by SLM and different heat treatments

曲线弹性变形结束的应力点表明, 时效处理态的屈服强度最好, 其次是成形态, 然后是固溶时效态, 固溶热处理, 屈服强度最差。

图 8 统计了四种不同状态的屈服强度、抗拉强度、断裂伸长率以及冲击性能, 统计结果表明, 成形态的抗拉强度 σ_b 为 636 MPa、屈服极限 $\sigma_{p0.2}$ 为 548 MPa, 均能达到 500 MPa (商用 M2052 合金的最低屈服强度) 以上, 但延伸率和冲击韧性较差; 时效热处理提高了材料的 σ_b 和 $\sigma_{p0.2}$ (707 MPa 和 570 MPa), 但是延伸率和冲击韧性将下降 (8.5% 和 5.5 J)。时效热处理后析出较多的 α -Mn 相在拉伸实验过程中阻碍变形, 使材料变脆, 因此时效后材料的塑性变差。对比图 8 中不同状态下的延伸率和冲击韧性, 固溶热处理能显著提高 M2052 锰铜合金的延伸率和冲击韧性, 这是因为固溶热处理后晶粒变得细小, 形成单相固溶体, 材料的延展性得以提高。但是图 8a 表明, 固溶热处理后试样的屈服强度大大降低, 晶粒虽然得到细化, 但在晶粒内部形成了细微的孪晶组织, 满足不了工程应用中对 M2052 锰铜合金屈服极限的要求 (300 MPa)。时效热处理后, 材料的 σ_b 和 $\sigma_{p0.2}$ 最大, 但是延伸率和冲击韧性最差。

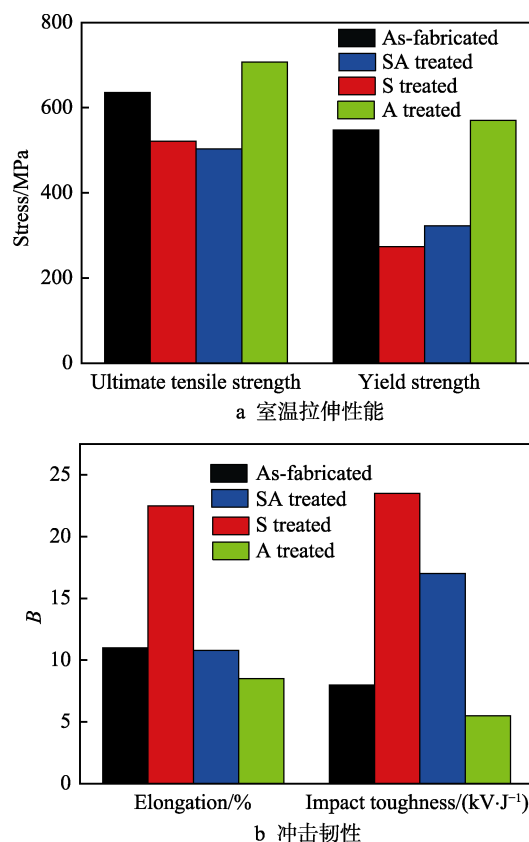


图 8 M2052 合金 SLM 成形态和不同热处理状态下的力学性能测试结果

Fig.8 Morphology of M2052 alloy by SLM and test results of mechanical properties of materials in different heat treatment conditions: (a) tensile properties at room temperature; (b) impact toughness properties

综合分析表明, 固溶时效后, 材料表现出良好的力学性能 (σ_b 为 503 MPa、 $\sigma_{p0.2}$ 为 322.5 MPa, 延伸率为 10.8%, 冲击韧性为 17 J), 不仅能显著改变成形态 M2052 合金的冲击韧性, 而且能很好地保证材料的屈服极限。

2.4 断口分析

图 9 为四种状态下的拉伸断口, 观察发现断口均呈蜂窝状, 伴有一些细小且底部光滑的韧窝坑, 韧窝里有白色点状的第二相粒子, 是典型的韧窝型断

裂, 均有微小气孔产生。对比观察发现, 固溶态的气孔最小, 其次为成形态和固溶时效态, 时效态的气孔最大。固溶态的韧窝尺寸整体比其余三种状态下的韧窝尺寸大, 说明固溶态材料的塑性最好, 这与拉伸实验得到的结果一致。此外, 如图 9a 箭头所示, 时效态拉伸断口存在撕裂棱形成的解理台阶, 说明时效态材料的断裂方式除了韧窝断裂, 还有一部分解理断裂, 这和时效热处理新生成的脆性有关, 进一步说明了时效态的 M2052 锰铜合金具有较差的塑性。

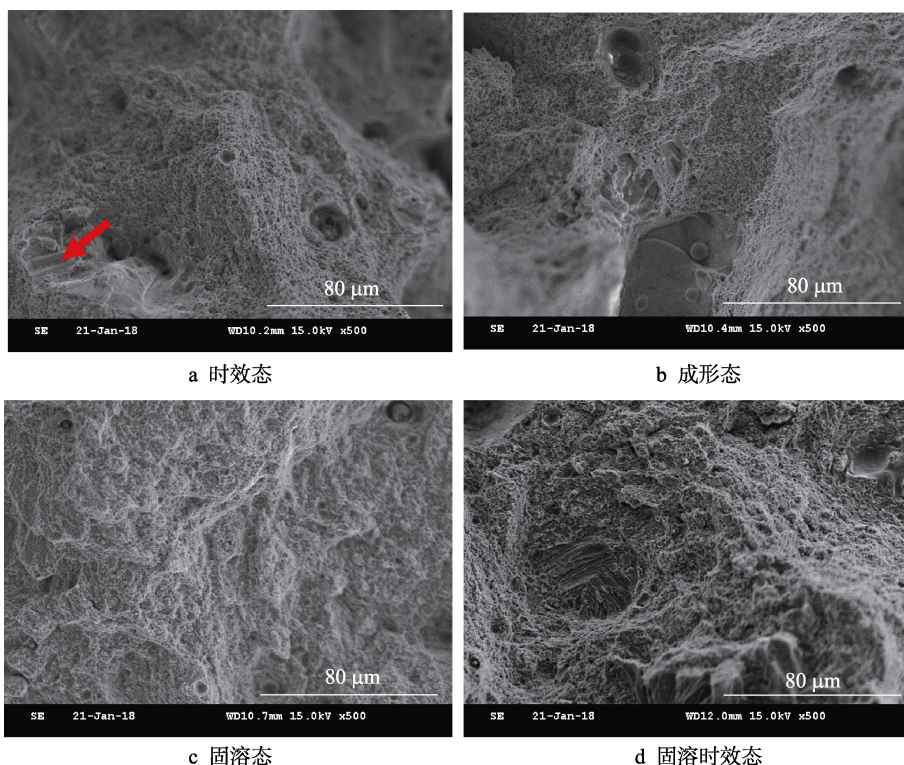


图 9 M2052 合金 SLM 成形材料的断口形貌
Fig.9 Fracture surface of M2052 alloys fabricated by SLM: (a) aging state;
(b) as-fabricated; (c) solution state; (d) solution+aging state

3 结论

1) M2052 锰铜合金 SLM 成形件固溶热处理后, 晶粒变得细小, 且内部形成典型的孪晶结构, 孪晶组织较细小且方向不同; 时效态组织和打印态组织相同, 在熔化道交接处形成了细微的微孪晶组织, 打印态微孪晶组织垂直于熔化道方向; 固溶时效后, 孪晶组织变得粗大, 晶粒晶界变得模糊。

2) 时效态、成形态、固溶态、固溶时效态的常温组织为单相 γ 固溶体, 但是时效态和固溶时效态诱发产生了晶格畸变, 此外均析出了 α -Mn 相, 时效态析出较多的富锰相。

3) SLM 成形 M2052 锰铜合金的成形态具有较高的 σ_b 和 $\sigma_{p0.2}$, 时效热处理能进一步提高材料的 σ_b 和 $\sigma_{p0.2}$, 但是延伸率和冲击韧性较差; 固溶处理能显

著提高材料的冲击韧性和延伸率。综合比较, 固溶时效态的试样具有较好的冲击韧性和力学性能, σ_b 为 503 MPa, $\sigma_{p0.2}$ 为 322.5 MPa。

4) 时效、成形、固溶、固溶时效状态下的断裂均为韧性断裂, 时效态的韧窝要比固溶态的韧窝小, 此外时效态的断口存在少量撕裂棱形成的解理台阶, 进一步说明时效态的韧性较差。

参考文献:

- [1] LI P Y, DAI S L, LIU D B, et al. Status of research on material damping and damping alloys[J]. Journal of materials engineering, 1999(8): 44-48.

(下转第 152 页)

- laser field to dlc film's damage threshold[J]. Journal of Xi'an University of Technology, 2012, 28(1): 45-48.
- [19] 徐海钊, 原晓峰, 张哲, 等. 紫外激光单脉冲辐照损伤金属薄膜的数值模拟研究[J]. 光学仪器, 2017, 39(4): 77-84.
- XU Hai-zhao, YUAN Xiao-feng, ZHANG Zhe, et al. Numerical simulation of the irradiation damage on metal films by single UV laser pulse[J]. Optical instruments, 2017, 39(4): 77-84.
- [20] 甘荣兵, 林理彬, 蒋晓东, 等. 用透射反射扫描法检测光学薄膜的激光损伤[J]. 强激光与粒子束, 2002, 14(1): 45-48.
- GAN Rong-bing, LIN Li-bin, JIANG Xiao-dong, et al. Determinant of laser-induced-damage of thin film by the scan of transmission and reflectance[J]. High power laser and partical beams, 2002, 14(1): 45-48.
- [21] KRISHNA M G, BHATTACHARYA A K. Effect of thickness on the optical absorption edge of sputtered vanadium oxide films[J]. Materials science & engineering B, 1997, 49(2): 166-171.
- [22] WANG H, HUANG Z, ZHANG D, et al. Thickness effect on laser-induced-damage threshold of indium-tin oxide films at 1064 nm[J]. Journal of applied physics, 2011, 110(113111): 1-5.
- [23] KUMAR S, SHANKAR A, KISHORE N. Influence of thickness and wavelength on laser damage threshold of SiO₂ and multilayer TiO₂/SiO₂ thin film[J]. Journal of integrated science and technology, 2018, 6(1): 13-18.
- [24] 李鹏. PECVD 技术制备光学薄膜损伤特性研究[D]. 西安: 西安工业大学, 2015.
- LI Peng. Research on laser damage properties of optical thin films prepared by PECVD[D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2015.
- [25] VOHRA A, BANSAL S K, SHARMA R K, et al. Surface effects on laser-induced damage in Si[J]. Journal of physics D applied physics, 1990, 23(1): 56-66.
-
- (上接第 138 页)
- [2] BAIK S H. High damping Fe-Mn martensitic alloys for engineering applications[J]. Nuclear engineering & design, 2000, 198(3): 241-252.
- [3] YU Xue-yong, GAO Guo-lin, YUAN Li. Research development of Fe-Mn based high damping alloys[J]. Foundry technology, 2012, 33(7): 774-776.
- [4] 陈一胜, 刘萍, 闫丰. 铜阻尼合金的研究和发展现状[J]. 上海金属, 2007, 29(3): 54-58.
- CHEN Yi-sheng, LIU Ping, YAN Feng. Research and development of copper damping alloys[J]. Shanghai metal, 2007, 29(3): 54-58.
- [5] 施瑞鹤, 华瑞起, 盛宗毅. 锰铜高阻尼合金的熔炼[J]. 热加工工艺, 1987(5): 46-49.
- SHI Rui-he, HUA Rui-qi, SHENG Zong-yi. Melting of manganese-copper high damping alloy[J]. Hot processing technology, 1987(5): 46-49.
- [6] LIU K F, WANG T, HE Q. Development of high damping Mn-Cu alloy TIG welding wire MC7301 patent[J]. Ship science and technology, 1993(5): 42-48.
- [7] LU L, FUH J Y H, CHEN Z D. In-situ formation of TiC composite using selective laser melting[J]. Materials research bulletin, 2000, 35: 1555-1561.
- [8] YIN F X, SATOSHI I, TAKUYA S, et al. The improved damping behavior of Mn-Cu high damping alloy obtained by solidification process control[J]. Progress in physics, 2006, 26: 323-331.
- [9] WU Y Q, YIN F X, HONO K. The decomposed γ -phase microstructure in a Mn-Cu-Ni-Fe alloy studied by HRTEM and 3D atom probe[J]. Scripta materialia, 2002, 46(10): 717-722.
- [10] ZHONG Y, SAKAGUCHI T, YIN F. Effects of transformation twin on Hall-Petch relationship in Mn-Cu alloy[J]. Materials science & engineering A, 2008, 492(1-2): 419-427.
- [11] SONG Y Q, LI S C. Sintering feature of Cu and Mn metallic powders[J]. Journal of the University of Petroleum, China, 2001, 25(5): 76-78.
- [12] FUKUHARA M, YIN F, OHSAWA A Y, et al. High damping properties of Mn-Cu sintered alloys[J]. Materials science, 2006, 442(1-2): 439-443.