

半固态固溶及时效对 Mn-Cu 合金组织和性能的影响

尤卫星, 张松, 胥永刚, 邓明红, 胥晓强, 曾琪皓

(西南交通大学 材料先进技术教育部重点实验室 材料科学与工程学院, 四川 成都 610031)

摘要: 采用真空感应熔炼法制备 Mn65-Cu23.75-Zn3-Al3-Ni3-Fe2-Ce0.05 (at%)合金。对该合金进行轧制处理, 然后进行均匀化退火。分别在 850 °C 和 950~1050 °C 对合金进行普通固溶及半固态固溶处理, 随后在 430 °C 时效 0~16 h。研究半固态固溶温度及时效时间对 Mn-Cu 合金组织、阻尼性能和力学性能的影响。结果表明: 普通固溶合金组织由单一 γ -MnCu 相构成, 而半固态固溶合金组织则由富 Mn 和贫 Mn 的 γ -MnCu 相构成, 且随着半固态固溶温度的升高, 贫 Mn 相的含量不断增加。合金阻尼性能随时效时间的延长呈现出先上升后下降趋势。在最优时效条件下, 较低的半固态固溶温度可提高合金的阻尼性能, 而较高的半固态固溶温度则会降低其阻尼性能。和 S850 合金相比, S950 合金的强塑积提高了约 70%。但随着半固态固溶温度的升高, 合金强塑积又有所下降。

关键词: Mn-Cu 合金; 半固态固溶; 时效; 阻尼性能; 力学性能

中图分类号: TG145

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-0979-09

随着现代工业的飞速发展和科学技术的不断进步, 控制振动和减少噪声成为各行各业高度重视和急需解决的问题, 尤其是在航空航天、船舶、轨道交通和汽车等领域^[1,2]。人们希望采用减振材料从源头上避免振动和噪声的产生。其中, Mn-Cu 合金由于具有优异的阻尼性能和力学性能而得到广泛的研究。Mn-Cu 合金的阻尼性能主要来源于马氏体相变诱发的 {101} 孪晶界面的弛豫运动^[3,4]。马氏体相变温度与合金中的 Mn 含量呈正相关。采用时效或固溶+时效处理可以获得纳米尺度的富 Mn 区和富 Cu 区交替分布的调幅分解组织, 提高合金的马氏体转变温度, 进而可优化合金的阻尼性能^[5]。

为改善 Mn-Cu 合金的综合性能, 通常对其进行合金化处理。根据相关文献^[6-10]可知, 添加 Zn 可以提高合金的阻尼性能及力学性能。在不明显降低合金阻尼性能的情况下, 添加适量的 Fe 元素可以改善合金的强韧性。Ni 和 Al 可提高合金的耐腐蚀性能, 而且 Al 还能改善合金的铸造性能和力学性能。添加微量的稀土 Ce 元素则会减少杂质原子在界面处的富集以及 α -Mn 相的析出, 进而改善合金的阻尼性能。

目前, 主要通过真空感应熔炼、退火、热锻/热轧, 以及随后的固溶+时效工艺来制备具有良好阻尼性能和力学性能的 Mn-Cu 合金。然而 Yin 等^[11]和 Zhong 等^[12]在最近的研究中指出, 直接通过真空感应熔炼法制备的

铸态 Mn-Cu 合金仍然具有良好的阻尼性能, 而且通过适当的时效或固溶+时效处理后, 其甚至表现出比塑性加工态合金更优异的阻尼性能。这主要是由于铸态 Mn-Cu 合金组织具有枝晶偏析, 特别是 Mn 的偏析, 而塑性加工态合金的组织为成分均匀的等轴状晶粒。Zhang 等^[13]进一步研究发现, 具有枝晶偏析的铸态 Mn-Cu 合金比拥有均匀等轴状晶粒的塑性加工态合金具有更高的起始相变温度及更宽的相变温度范围。而且, 枝晶和枝晶间区域的孪晶组织之间存在阻尼协同效应。可以设想, 如果改变枝晶和枝晶间区域的面积百分数及其成分, 那么是否可对合金的阻尼性能甚至力学性能进行调控呢? 如果可行的话, 则有望实现对铸态 Mn-Cu 合金的阻尼性能甚至力学性能的进一步优化。然而, 受凝固条件, 如冷却速率、温度梯度、液相对流等因素的影响, 很难采用真空感应熔炼法对枝晶组织进行控制。因此, 本研究拟采用半固态固溶处理的方法制备一种由富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相(类似于铸态合金中的枝晶和枝晶间的区域)构成的双相 Mn-Cu-Al-Zn-Ni-Fe-Ce 系合金, 并通过改变半固态固溶温度和时效时间对其组织、阻尼性能和力学性能进行调控。研究不同双相结构对 Mn-Cu 合金阻尼性能及力学性能的影响。本研究将对新型高阻尼双相 Mn-Cu 合金的设计与开发提供依据。

1 实验

收稿日期: 2020-03-10

基金项目: 国家自然科学基金(51701167)

作者简介: 尤卫星, 男, 1993 年生, 硕士生, 西南交通大学材料科学与工程学院, 四川 成都 610031, E-mail: 995783437@qq.com

采用真空中频感应熔炼法制备名义成分为 Mn65-Cu23.75-Zn3-Al3-Ni3-Fe2-Ce0.05 (原子分数, %) 的合金锭(所用原材料分别为电解锰、铜块、铝块、锌锭、铁锭和镍锭, 其纯度均大于 99.9%)。采用电火花线切割的方法从合金锭中切取尺寸为 50 mm×50 mm×100 mm 的试样, 将其加热至 400 °C 保温 5 min 后取出, 并立即进行轧制处理(轧辊温度为室温, 累计轧下量为 40%)。轧制后的合金试样在 800 °C 下进行均匀化退火, 时间为 5 h, 随后进行炉冷。

采用电火花线切割法从退火态合金中切取尺寸为 10 mm×50 mm×100 mm 的试样, 并在 850 °C 和 950~1050 °C 下分别对其进行普通固溶及半固态固溶处理, 固溶时间为 20 min, 随后进行水淬(根据 DSC 结果, 合金的液相线和固相线之间的温度范围为 900~1100 °C)。在 430 °C 下对普通固溶及半固态固溶后的合金试样进行时效处理(时间为 0、2、4、8、16 h), 随后进行水淬。为方便描述, 在 850 °C 普通固溶以及在 950、1000 和 1050 °C 半固态固溶的合金试样分别被记为 S850、S950、S1000 及 S1050。

采用电火花线切割法从时效后的合金中切取 8 mm×8 mm×8 mm 的试样, 并对其机械研磨和电解抛光(电解液的成分为丙三醇 50 mL、磷酸 50 mL、乙醇 100 mL), 然后在无水乙醇中进行超声波清洗。利用 X Pert Pro-MPD 型 X 射线衍射 (XRD) 仪对合金试样的组成相进行标定。采用 MEF-3 型光学显微镜(OM)、JS7001 型扫描电子显微镜(SEM)和 Tecnai G2 F30 型投射电镜(TEM)对合金微观组织进行观察, 并用能谱(EDS) 仪对其组成相的成分进行测定。此外, 使用 Image-Pro Plus 6.0 软件对合金组成相的含量进行标定。

采用多功能内耗仪测试尺寸为 1.5 mm×1.5 mm×40 mm 的合金试样在不同应变振幅(10^{-3} ~ 10^{-6})和环境温度(-50~100 °C)下的阻尼性能(Q^{-1}), 频率为 1 Hz (值得注意的是, 测试是在定温下进行)。为进一步分析合金的相变阻尼峰与孪晶弛豫峰的耦合特性、相变温度及孪晶界激活焓等, 测试其在不同频率(1~10 Hz)下的阻尼性能和相对弹性模量(E_r)随温度变化的曲线(温度范围-100~200 °C, 升温速率 0.8 °C/min, 应变振幅 6×10^{-4})。

采用 HVT-1000A 型显微硬度仪进行硬度测试(载荷 0.98 N, 加载时间 10 s), 每个试样测试 5 次并取平均值。利用 WDW-100D 型电子万能试验机进行室温拉伸性能测试(拉伸速率为 1 mm/min), 每组 3 个试样进行重复实验, 取平均值作为实验结果。利用 JS7001 型扫描电子显微镜对拉伸试样的断口进行观察与分析。

2 结果与讨论

2.1 合金的显微组织

图 1 和图 2 分别为经普通固溶及半固态固溶后合金的 XRD 图谱及 SEM 照片。表 1 给出了图 2 中组成相的化学成分。如图 1 所示, 在所有合金的 XRD 谱中均显示了 fcc γ -MnCu 相的衍射峰。随着时效时间的增加, 尽管没有观察到(220)衍射峰的分裂现象, 但其表现出了逐渐宽化的特征。相关研究指出, Mn-Cu 合金发生 fcc-fct 转变时会使其(220)衍射峰宽化, 且当 fct 相的四方度($1-c/a$)较大时, (220)峰还会分裂成(220)和(202)2 个峰^[4,15]。由此可推断, 本研究中所有合金中的 fct 相均具有较低的($1-c/a$)值, 这可能与合金中所添加的 Fe、Ni 等阻碍调幅分解进程的固溶强化元素有关^[6-10]。结合 XRD、SEM 和 EDS 分析结果, 如图 2 所示, 普通固溶的 S850 合金组织由单一的 γ -MnCu 相构成, 而半固态固溶的 S950、S1000 和 S1050 合金组织则由富 Mn 和贫 Mn 的 γ -MnCu 相构成(分别对应黑色和灰色相, 如箭头‘3’、‘4’、‘6’和‘2’、‘5’、‘7’所指)。随着半固态固溶温度的升高, 合金中贫 Mn γ -MnCu 相的含量逐渐增加(其在 S950、S1000 和 S1050 合金中的面积分数分别为 11%、30%和 55%)。从表 1 中可知, 普通固溶合金中 γ -MnCu 相的成分与合金名义成分较为接近。而半固态固溶合金中富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相的成分差异较大, 表现为前者比后者拥有高的 Mn、Fe 含量, 但低的 Cu、Zn 含量(两相中 Ni 和 Al 的含量相对接近)。且随着半固态固溶温度的增加, 富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相中的 Mn 含量均呈现出逐渐增加的趋势(在 S950, S1000 和 S1050 合金中分别为 71.6%和 41.8%、71.7%和 44.8%、74.1%和 48.7%, 原子分数)。值得注意的是, 在 EDS 成分分析中并未发现 Ce 元素, 这应该与合金中所添加的 Ce 元素的含量较低有关(仅为 0.05%, 原子分数)。

2.2 合金的阻尼性能

图 3 为经不同时间时效后的普通固溶及半固态固溶合金在室温下的阻尼性能随应变振幅的变化曲线。从图中可以看出, 普通固溶及半固态固溶合金的阻尼性能随时效时间的增加呈现出先升高后降低的趋势, 但获得最优阻尼性能的时效时间不同(S850、S950、S1000 和 S1050 合金的最优时效时间分别为 1、2、4 和 8 h)。根据相关文献[3,4], Mn-Cu 合金的阻尼性能与 fcc-fct 相变诱发孪晶的弛豫运动有关, 而相变温度又与其 Mn 含量呈线性关系。时效处理可使 γ -MnCu 相发生调幅分解, 并形成具有纳米尺寸的富 Mn 和富 Cu 区, 从而提高合金的相变温度及阻尼性能。因此,

在本研究中, 时效处理可使半固态固溶合金中富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相内部形成不同程度的调幅分解组织, 且两相的相变温度及孪晶结构也会不同(合金中典型的孪晶结构如图 4 所示)。可以推断, 半固态固溶合

金的相变温度及孪晶结构不仅与时效时间有关, 更与合金中富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相的面积分数及其 Mn 含量密切相关(相关结果见上文)。这在一定程度上可以解释合金最优时效时间随固溶温度而变化的原因。

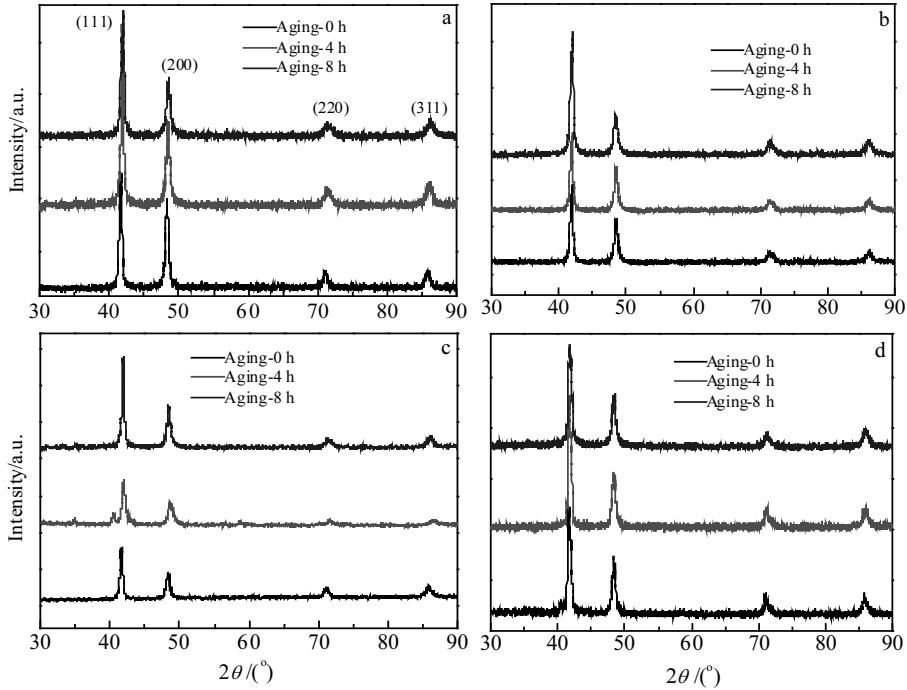


图 1 经时效处理的普通固溶及半固态固溶合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of solid solution (a) and semi-solid solution (b~d) treated alloys after aging for 0, 4, 8 h: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

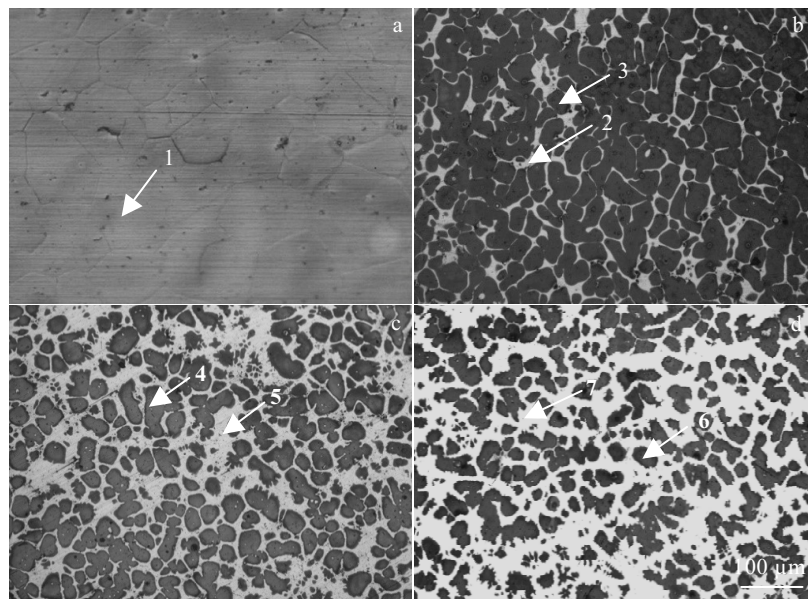


图 2 经普通固溶及半固态固溶处理后合金的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of solid solution (a) and semi-solid solution (b~d) treated alloys after aging at 430 °C for 4 h: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

表 1 图 2 中箭头 1~7 所指组成相的化学成分

Table 1 EDS analysis results of constituent phases indicated by arrows 1~7 in Fig.2 (at%)

Alloy	Site	Mn	Cu	Ni	Al	Zn	Fe
S850	1	63.7	27.7	2.9	2.0	2.0	1.7
S950	2	71.6	19.3	3.2	1.8	1.4	2.7
	3	41.8	50.4	2.3	1.7	3.8	0
S1000	4	71.7	18.1	2.9	2.7	1.2	3.4
	5	44.8	47.1	2.7	1.4	4.0	0
S1050	6	74.1	16.6	3.1	1.4	0.9	3.9
	7	48.7	44.5	2.2	1.1	3.5	0

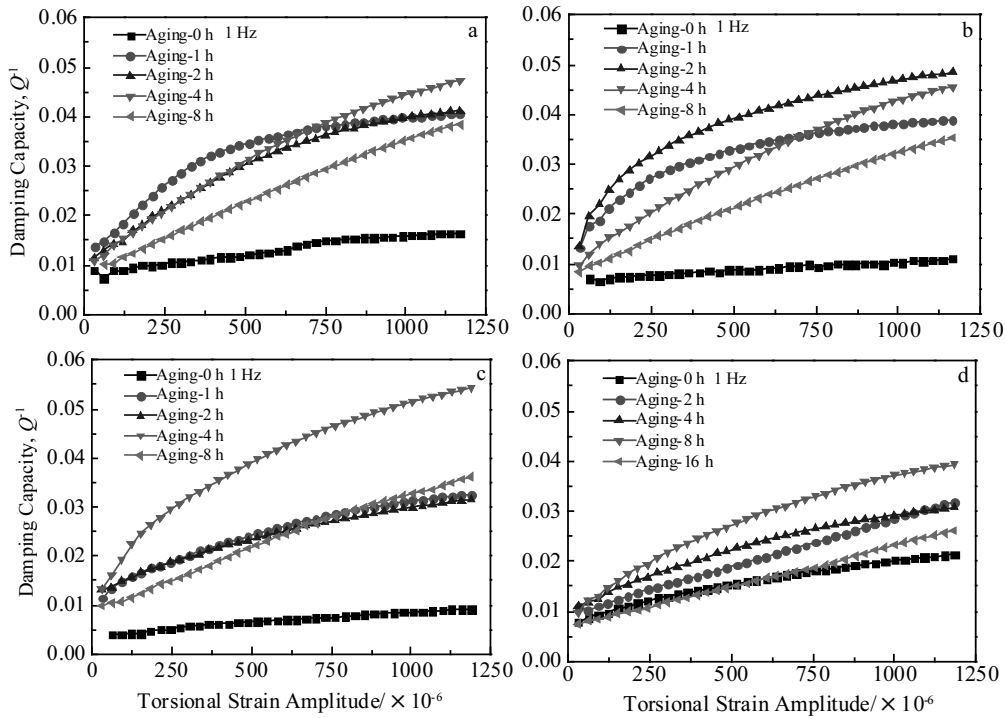


图 3 经不同时间时效后的普通固溶及半固态固溶合金的阻尼性能随应变振幅的变化曲线

Fig.3 Variation of damping capacity with strain amplitude for the solid solution (a) and semi-solid solution (b~d) treated alloys after aging for 0~16 h: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

图 5 为在一定振幅和频率下(应变振幅 6×10^{-4} , 频率 1 Hz)合金阻尼性能随环境温度的变化曲线。由图可知, 合金阻尼性能随环境温度的升高呈现出先缓慢下降而后快速降低的趋势(在 850、950、1000 和 1050 °C 下的拐点温度分别为 0、0、25 和 50 °C)。在最优时效条件下, 半固态固溶的 S950 和 S1000 合金在整个环境温度范围内的阻尼性能均比普通固溶的 S850 合金要高。但随着半固态固溶温度进一步增加至 1050 °C 时, S1050 合金的阻尼性能又明显下降, 甚至比 S850 合金还低。

图 6 为在最优时效条件下普通固溶及半固态固溶合金在不同频率(1、5 和 10 Hz)下的阻尼性能和相对弹性模量随温度的变化曲线(升温速率 0.8 °C/min, 应

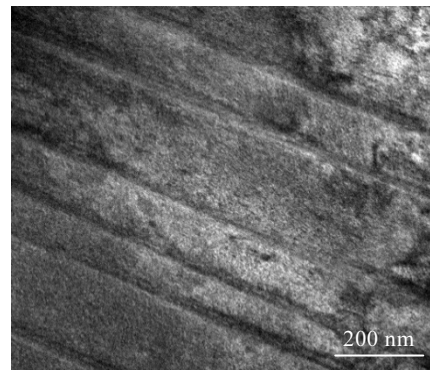


图 4 经 2 h 时效处理后 S950 合金中典型孪晶结构的 TEM 照片
Fig.4 TEM image of typical twin structure in S950 alloy after aging treatment for 2 h

变振幅 6×10^{-4})。由图可知, 在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 普通固溶及 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 半固态固溶时, 合金的低温孪晶弛豫峰和高温相变阻尼峰发生耦合与重叠。而在 1000 和 $1050\text{ }^\circ\text{C}$ 半固态固溶合金的阻尼-温度曲线中存在较为明显的孪晶弛豫峰和相变阻尼峰。研究表明, 在 Mn-Cu 合金的模量-温度曲线中, 最低弹性模量所对应的温度即为合金的起始马氏体转变温度^[16]。从图 6e~6h 中可知, S850、S950、S1000 和 S1050 合金的起始相变温度呈现出逐渐增加的趋势(分别约为 70 、 75 、 90 和 $100\text{ }^\circ\text{C}$)。可以推测, 起始相变温度的增加是引起孪晶弛豫峰和相变阻尼峰耦合性降低而分开的主要原因。

从图 6 中还可以看出, 与 S850 合金相比, S950 和 S1000 合金的阻尼性能, 特别是峰值阻尼性能提高。而在更高温度下进行半固态固溶时, S1050 合金的阻尼性能(包括孪晶弛豫内耗与相变阻尼)明显下降, 这与图 4 和图 5 中的结果基本保持一致。

研究表明, Mn-Cu 合金的相变温度与合金中的 Mn 含量呈正相关, 而且相变温度越高, 室温下所形成的孪晶结构就越多, 其阻尼性能也就越好^[5]。根据 SEM 及 EDS 分析结果可知, S950, S1000 及 S1050 合金的组织由富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相构成, 且富 Mn 相的 Mn 含量比 S850 合金中 γ -MnCu 相的 Mn 含量要高(见表 1), 因此半固态固溶合金的相变温度也比普通固溶合金的

要高。同时, S950, S1000 及 S1050 合金中富 Mn γ -MnCu 相的含量逐渐降低, 其面积分数分别为 89% 、 70% 和 45% 。容易得出, 富 Mn γ -MnCu 相的含量越高, 合金的阻尼性能就越好。上述分析可在一定程度上解释本研究中合金阻尼性能随固溶温度变化的规律及原因。另外, Yin、Zhong 和 Zhang 等^[11-13]的研究指出, 在铸态 Mn-Cu 合金中, 枝晶和枝晶间区域之间的协同阻尼效应可明显改善合金的阻尼性能。由此可推断, 本研究中半固态固溶合金中富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相之间存在的协同阻尼效应也可能是其具有较高阻尼性能的重要原因。

从表 2 中可以看出, 在 950 和 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 半固态固溶时合金的孪晶界弛豫激活焓比在 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 普通固溶时的要低(分别为 86.57 、 82.78 和 90.29 kJ/mol)。而当半固态固溶温度增加至 $1050\text{ }^\circ\text{C}$, 合金的孪晶界弛豫激活焓又显著增加(为 156.79 kJ/mol)。根据相关文献^[5,17], 孪晶界弛豫激活焓(根据图 5 中的结果, 可由下式计算得出)的大小可在一定程度上反映孪晶界面运动的难易程度及合金阻尼性能的高低。可以得知, 合金孪晶界激活焓的变化规律与其阻尼性能的变化规律基本保持一致。

$$\ln \frac{\omega_2}{\omega_1} = \frac{H}{R} \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \quad (1)$$

式中, ω_1 、 ω_2 为频率, T_1 、 T_2 为孪晶弛豫峰的峰巅温度, H 为孪晶界弛豫激活焓, R 为气体常数。

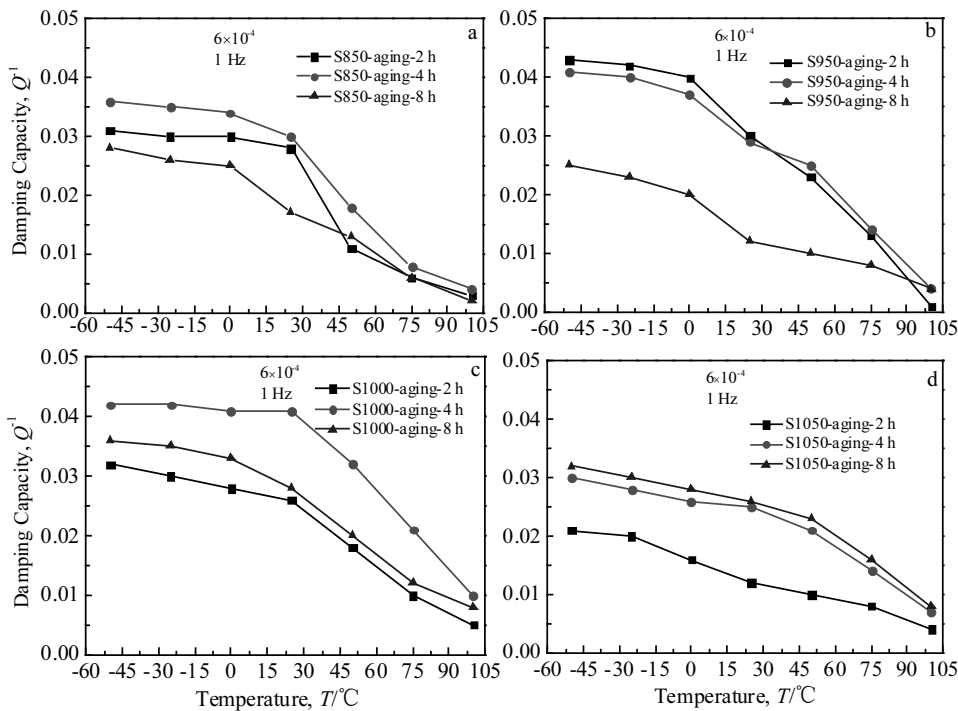


图 5 经不同时间时效处理后的普通固溶及半固态固溶合金阻尼性能随环境温度的变化曲线

Fig.5 Variation of damping capacity with environment temperature for the solid solution (a) and semi-solid solution (b~d) treated alloys after for 2, 4, 8 h at a strain amplitude of 6×10^{-4} and a frequency of 1 Hz: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

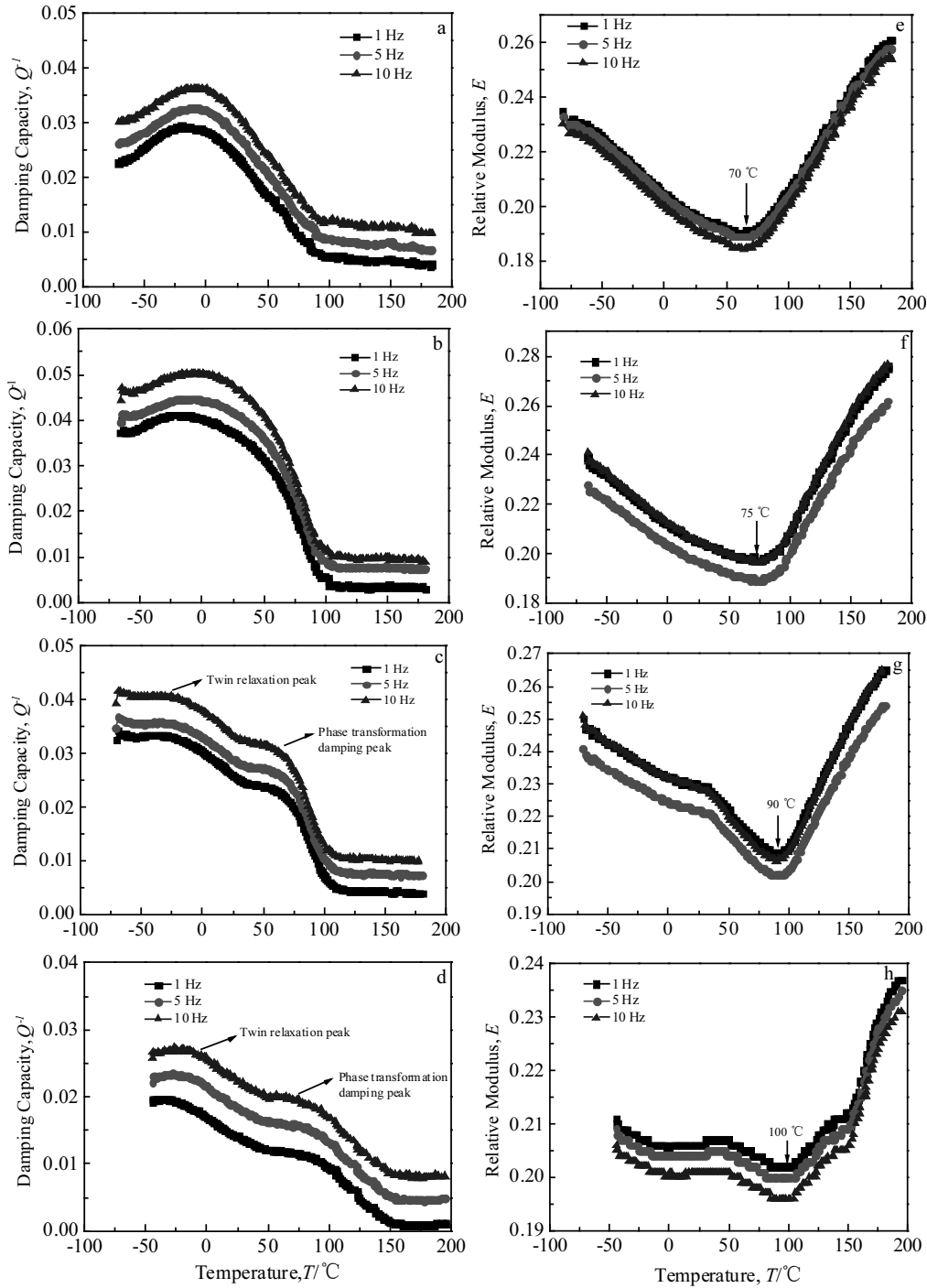


图 6 在最优时效条件下普通固溶及半固态固溶合金的阻尼性能及相对弹性模量随温度变化的曲线

Fig.6 Variation of damping capacity (a~d) and relative modulus (e~h) for the solid solution (a, e) and semi-solid solution (b~d, f~h) treated alloys after aging with temperature at different frequencies with a heating rate of 0.8 °C/min and a strain amplitude of 6×10^{-4} : (a, e) S850, (b, f) S950, (c, g) S1000, and (d, h) S1050

2.3 合金的力学性能

图 7 为普通固溶及半固态固溶合金的室温拉伸曲线。表 3 给出了合金的抗拉强度、断裂延伸率及强塑积。由图 7 和表 3 可知, S950 及 S1000 合金(特别是

前者)的抗拉强度、延伸率及强塑积均高于 S850 合金。然而, 随着半固态固溶温度的升高, S1050 合金的拉伸性能又明显降低, 其抗拉强度、延伸率及强塑积甚至比 S850 合金还低。在最优时效条件下, 与 S850

表 2 在最优时效条件下普通固溶及半固态固溶合金的孪晶界弛豫激活焓

Table 2 Enthalpy of activation by twinning boundary relaxation of solid solution and semisolid solution treated alloys after aging at 430 °C for 4 h

Alloy	Enthalpy of activation/kJ·mol ⁻¹
S850	90.29
S950	86.57
S1000	82.78
S1050	156.79

合金相比, S950 合金的强塑积提高约 70%。图 8 为最优时效条件下普通固溶及半固态固溶合金试样的拉伸断口形貌。从图 8 中可知, 普通固溶及半固态固溶合金的断裂表面均拥有大量韧窝及撕裂棱, 表明其断裂

模式为韧性断裂。值得注意的是, 半固态固溶的 S950 及 S1000 合金断口中韧窝及撕裂棱的平均尺寸明显比普通固溶的 S850 合金中的要小(见图 8a~8c), 表明前者比后者具有更好的韧塑性, 这和图 7 和表 3 中的结果一致。

根据相关文献[18]可知, 孪晶可同时提高金属材料的强度和韧塑性, 是一种重要的强韧化机制。从上述结果可以得知, S950 及 S1000 合金的阻尼性能优于 S850 合金, 这主要归因于半固态固溶合金具有更高的起始相变温度和更多的孪晶组织, 以及双相中的孪晶协同阻尼效应。可以推断, 这也可能是半固态固溶的 S950 及 S1000 合金比普通固溶的 S850 合金拥有较高强塑积的重要原因。同理, 在本研究中 S1050 合金的阻尼性能最低, 因而其强塑积也最低。

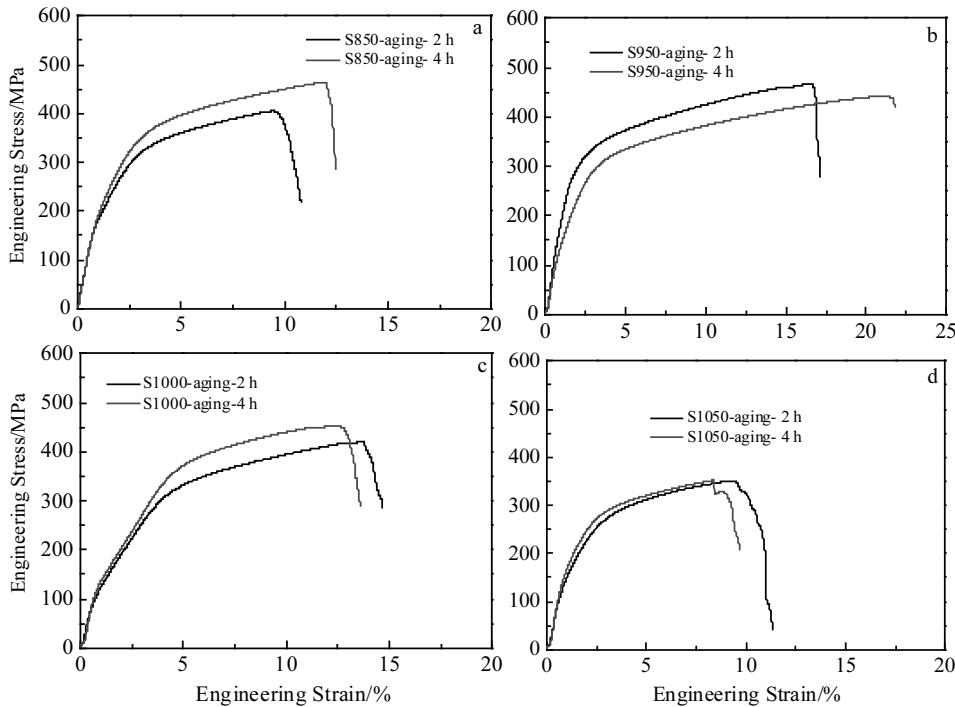


图 7 经时效处理后普通固溶及半固态固溶合金的室温拉伸曲线

Fig.7 Engineering stress-strain curves of the solid solution (a) and semi-solid solution (b-d) treated alloys after aging for 2, 4 h at room temperature: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

表 3 经时效处理后普通固溶及半固态固溶合金的抗拉强度、断裂延伸率及强塑积

Table 3 Tensile strength, elongation, and product of strength and ductility of solid solution and semi-solid solution treated alloys after aging for 2, 4 h at room temperature

Alloy	Aging time/h	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Product of strength and ductility/GPa·%
S850	2	405±21	9.46±0.51	3.83
	4	464±23	11.9±0.73	5.52
S950	2	466±20	16.4±0.92	7.64
	4	442±18	21.2±0.91	9.37
S1000	2	420±25	13.6±0.64	5.37
	4	452±30	12.3±0.53	5.56
S1050	2	350±22	9.11±0.47	3.19
	4	352±18	8.31±0.42	2.93

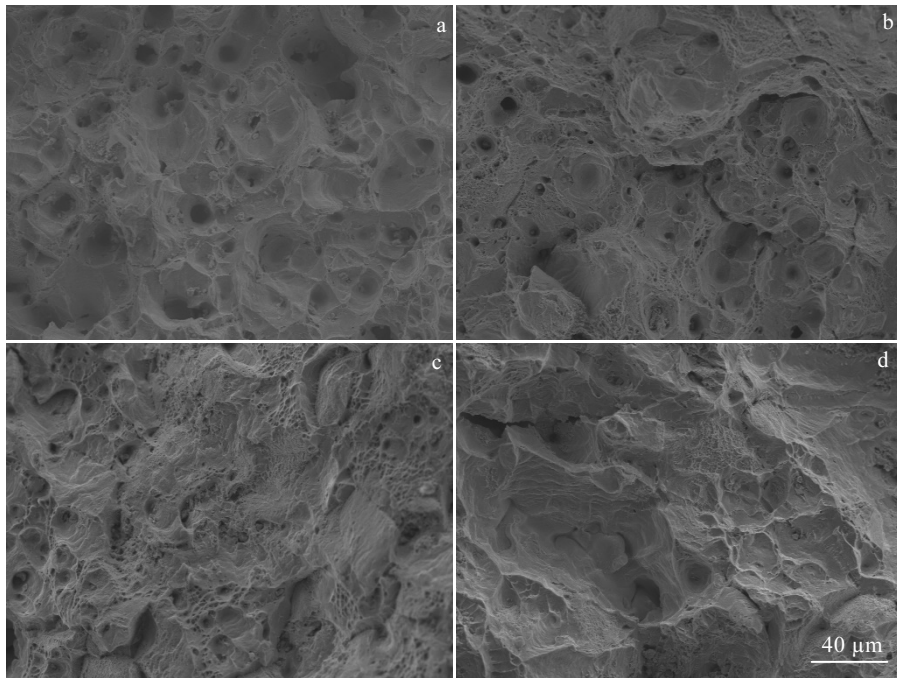


图 8 在最优时效条件下普通固溶及半固态固溶合金试样的拉伸断口形貌

Fig.8 Typical tensile fracture SEM morphologies of solid solution (a) and semi-solid solution (b~d) treated alloys after aging at 430 °C for 4 h: (a) S850, (b) S950, (c) S1000, and (d) S1050

3 结 论

1) 普通固溶合金组织由单一 γ -MnCu 相构成, 而半固态固溶合金的组织则由富 Mn 和贫 Mn 的 γ -MnCu 相构成。随着半固态固溶温度的升高, 贫 Mn γ -MnCu 相的含量逐渐增加, 且富 Mn 和贫 Mn γ -MnCu 相中的 Mn 含量均呈现出缓慢增加的趋势。

2) 合金阻尼性能随时效时间的延长呈现出先上升后下降趋势, 而随环境温度的升高则呈现出先缓慢下降后快速降低的趋势(在 850、950、1000 和 1050 °C 下的拐点温度分别为 0、0、25 和 50 °C)。在最优时效条件下, 较低的半固态固溶温度可提高合金的阻尼性能, 而较高的半固态固溶温度则会降低其阻尼性能。

3) 随着半固态固溶温度的升高, 合金相变温度逐渐增加(在 850、950、1000 和 1050 °C 下的相变温度分别为 70、75、90 和 100 °C), 而其孪晶界激活焓则呈现出先降低后上升的趋势。

4) 和 850 °C 普通固溶相比, 950 °C 半固态固溶合金的强塑积提高了约 70%。但随着半固态固溶温度的进一步升高, 合金强塑积又有所下降(S1050 合金的强塑积甚至比 S850 合金的还低)。

参考文献

References

- [1] Weng Duan(翁 端), Liu Shuang(刘 爽), He Jiachang(何家昌). *Science & Technology Review*(科技导报)[J], 2014, 32(3): 77
- [2] Li Peiyong(李沛勇), Dai Shenglong(戴圣龙), Liu Dabo(刘大博). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1999(8): 44
- [3] Kenichi Y O, Kubo H. *Transaction of the Japan Institute of Metals*[J], 1982, 23(2): 53
- [4] Xie Cunyi. *Physical Status Solidi*[J], 1994, 142(1): K9
- [5] Wang Litian(王力田), Ge Tingsui(葛庭燧). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1988, 24(3): A147
- [6] Chaikovskii B S. *Strength of Maters*[J], 1978, 10(9): 1014
- [7] Su Guiqiao(苏贵桥), Liu Yanzhong(刘燕忠), Sheng Zeji(申泽骥). *Foundry*(铸造)[J], 2004, 53(4): 271
- [8] Yin Fuxing, Nagai K, Wataanabe K J *et al. Materials Transactions*[J], 2003, 44(9): 1671
- [9] Lin Bo(林 波), Li Ning(李 宁), Teng Jin(腾 劲). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2011, 40(12): 48
- [10] Lu Fengshuang, Wu Bin, Zhang Jianfu *et al. Rare Metals*[J], 2016, 35(8): 615
- [11] Yin Fuxing. *International Journal of Materials Research*[J], 1998, 89(7): 481
- [12] Zhong Zhenyu, Liu Wenbo, Li Ning *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 660: 97

- [13] Zhang Song, Guo Xiping, Tang Ye *et al. Manuscripta Mathematica*[J], 2019, 162: 9
- [14] Yin Fuxing, Ohsawa Y, Sato A *et al. Scripta Mater*[J], 1999, 40(9): 993
- [15] Tian Qingchao, Yin Fuxing, Sakaguchi T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 442(1-2): 433
- [16] Yin Fuxing, Ohsawa Y, Sato Y *et al. Scripta Materialia*[J], 1998, 38(9):1341
- [17] Markova G V. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 370: 473
- [18] Yang Jiazhen, Li Ning, Fu Xu *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 618: 205

Effect of Semi-solid Solution and Aging on Microstructure and Properties of Mn-Cu Alloy

You Weixing, Zhang Song, Xu Yonggang, Deng Minghong, Xu Xiaoqiang, Zeng Qihao

(Key Laboratory of Advanced Technologies of Materials, Ministry of Education, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China)

Abstract: Mn65-Cu23.75-Zn3-Al3-Ni3-Fe2-Ce0.05 (at%) alloy was prepared by vacuum induction melting method, and then rolled at 400 °C with a height reduction of 40% and further annealed at 800 °C for 5 h. The alloy samples were solid solution and semi-solid solution treated at 850 °C and 950~1050 °C for 20 min, respectively, and then aged at 430 °C for 0~16 h. The effects of semi-solid solution temperature and aging time on the microstructure, damping capacity and mechanical properties of Mn-Cu alloys were studied. The results show that the microstructure of solid solution treated alloy is composed of a single γ -MnCu phase, while that of the semi-solid solution treated one comprises Mn-rich and Mn-poor γ -MnCu phases. The amount of Mn-poor γ -MnCu phase gradually rises with the increase in semi-solid solution temperature. The damping capacity of the alloy firstly increases and then decreases with the increase of aging time. Under optimal aging conditions, the damping capacity of the alloy is improved at a relatively lower semi-solid solution temperature while degraded at a relatively higher semi-solid solution temperature. The tensile properties of the alloys semi-solid solution treated at 950 and 1000 °C are improved compared to the alloy solid solution treated at 850 °C (especially, the product of strength and ductility of S950 alloy is 70% higher than that of S850 one). However, the product of strength and ductility of the alloy decreases instead with further increase in semi-solid solution temperature.

Key words: Mn-Cu base alloy; semi-solid solution; aging; damping capacity; mechanical properties

Corresponding author: Zhang Song, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, P. R. China, E-mail: songzhang@home.swjtu.edu.cn