轨道车辆用Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu合金相 形成规律与热变形行为研究

王宇辉1,刘 宇1*, 文金川1, 高显斌1, 黄元春1,2

¹中南大学轻合金研究院,湖南 长沙 ²中南大学机电工程学院,湖南 长沙

收稿日期: 2025年4月30日; 录用日期: 2025年6月5日; 发布日期: 2025年6月16日

摘要

本文以轨道车辆用Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu合金为研究对象,通过热力学相图计算与热压缩实验, 探索了该合金的相形成规律与热变形行为。利用Pandat软件预测了平衡与非平衡凝固路径,揭示了 Mg2Si、Q相等强化相的析出顺序与热稳定性,并探讨了Fe/Mn杂质相的演化机制。通过440℃下的热 压缩实验,考察了不同应变速率(0.01~30 s⁻¹)下的流变行为,明确了动态回复、动态再结晶与加工硬 化的竞争关系随应变速率变化的依赖性;研究结果可为该合金组织性能调控与成形工艺优化提供了理 论支支撑。

关键词

Al-Mg-Si合金,相析出行为,热力学模拟,应变速率敏感性

Study on the Phase Formation Law and Hot Deformation Behavior of Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu Alloy for Rail Vehicles

Yuhui Wang¹, Yu Liu^{1*}, Jinchuan Wen¹, Xianbin Gao¹, Yuanchun Huang^{1,2}

¹Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha Hunan ²College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha Hunan

Received: Apr. 30th, 2025; accepted: Jun. 5th, 2025; published: Jun. 16th, 2025

*通讯作者。

文章引用:王宇辉,刘宇,文金川,高显斌,黄元春. 轨道车辆用 Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu 合金相形成规律与热变 形行为研究[J]. 材料科学, 2025, 15(6): 1200-1209. DOI: 10.12677/ms.2025.156126

Abstract

This study focuses on the Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu alloy used in rail vehicles. Through thermosdynamic phase diagram calculations and hot compression experiments, the phase formation behavior and hot deformation characteristics of this alloy are explored. The equilibrium and non-equilibrium solidification paths were predicted using Pandat software, revealing the precipitation sequence and thermal stability of strengthening phases such as Mg₂Si and the Q phase. Additionally, the evolution mechanism of Fe/Mn impurity phases was discussed. Hot compression experiments at 440°C were conducted to investigate the rheological behavior at different strain rates (0.01~30 s⁻¹), clarifying the dependence of dynamic recovery, dynamic recrystallization, and work hardening on strain rate. The results provide theoretical support for the microstructure-property regulation and process optimization of this alloy.

Keywords

Al-Mg-Si Alloy, Phase Precipitation Behavior, Thermodynamic Simulation, Strain Rate Sensitivity

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc. This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0). http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/

1. 引言

随着节能减排和轻量化设计在交通运输领域的不断推进,6xxx 系铝合金(Al-Mg-Si)凭借其优异的比强度、耐蚀性、焊接性能与成形性,在汽车结构件、轨道交通及航空蒙皮等方面获得广泛应用[1]-[3]。特别是在高速列车制造领域,Al-Mg-Si 合金通过可控的沉淀析出强化机制,结合多元素协同合金化设计,展现出良好的综合性能,已成为车身框架和防撞部件的理想选择。然而,随着复杂成形工艺(如快速热挤压、热模锻等)的发展,对合金在热加工过程中的组织稳定性与流变性能调控机制提出了更高要求。

在高温塑性变形过程中,合金的微观组织演化受到诸多热力学与动力学因素的协同影响。其中,动态析出(DP)与动态再结晶(DRX)机制等微观机制的共同作用,在调控合金软化行为与位错存储方面起着核心作用[4]-[6]。已有研究表明,第二相(如 β'、β'、Q'等)在变形过程中的动态演化,不仅改变了基体强化机制,还可能干扰晶界迁移与再结晶过程,形成复杂的竞争机制[7]-[9]。这种微观机制间的耦合与竞争, 是决定热加工窗口、加工效率与组织均匀性之间平衡的关键。

近年来,已有研究分别从应力诱导析出、变形温度对硬化(软化)行为的影响等角度探讨了相关机制。 例如,储昭杰[10]等通过研究不同变形温度和应变速率下,6061 铝合金的热变形行为和动态再结晶行为 发现,动态再结晶的临界应力和峰值应力,随高温、高应变速率而呈现降低趋势,并通过建立 DRX 体积 分数模型,预测材料的 DRX 行为。杨胜利[11]等通过等温热变形实验,研究了铝锂合金再热变形过程中 的动态软化和析出相动态演变,发现当温度高于 420℃时的主要软化机制为动态回复与动态再结晶。王庆 娟[12]等通过单道次和多道次等温热压缩试验,研究了钛金属在热压缩过程中的硬化和软化行为,发现加 工硬化和加工软化分别出现在峰值应力前后,并最终达到动态软化和加工硬化的动态平衡。肖罡等[13]研 究了 Al-Mg-Si 合金在不同条件下的流变应力响应、软化行为,发现在初期材料出现应变硬化,流变应力 迅速上升。而后受动态回复(DRV)机制主导,材料逐渐软化,流变应力趋于饱和。姚未怡等[14]通过等温 压缩后合金内部有部分难溶相,对比可知变形条件不会对其数量分布产生影响。

本文以轨道车辆用 Al-0.8Mg-0.9Si-0.4Mn-0.6Cu 合金为研究对象,通过热力学相图计算,研究合金在 平衡凝固/非平衡凝固条件下的相形成规律,通过热压缩物理模拟实验,研究变形速率对合金应力 - 应变 演化规律的影响,期为该合金的组织性能调控、变形参数设计提供参考,支撑基于该合金的轨道车辆用 构件高性能制造。

2. 试验材料与方法

本文设计了 Al-Mg-Si 合金的热力学模拟与 Gleeble-3800 热压缩实验,考察了合金在不同应变速率下 的多相演化特征与流动行为。本研究所用合金为 Al-Mg-Si 基 6xxx 系列铝合金,具体成分如表 1 所示。 合金铸造原料包括:高纯铝锭(纯度 99.99%)、高纯镁锭(99.95%)、商业 Al-Si、Al-Mn 中间合金以及微量 Al-Cu、Al-Fe 中间合金,经分析确认杂质含量均符合 ASTM B928 标准。

合金熔炼与铸造,采用 ZG-0.01 型中频感应熔炼炉在空气环境中进行,并使用高纯氩气(5 L/min)进行保护,以抑制氧化。经充分搅拌与除气处理后,在金属模具中浇注成型,获得柱状铸锭。将原始铸锭经过冷却后进行机械加工,去除表面氧化皮与缩松区域,如图 1(a)所示,最终直径为 245 mm。其中实测值经电感耦合等离子体光谱仪(Inductively Coupled Plasma Spectrometer, ICP)检测,铸锭化学成分如表 1 所示。

 Table 1. Chemical composition of aluminum alloy ingot (wt%)

 表 1. 铝合金铸锭的化学成分(质量分数,%)

元素	Mg	Si	Mn	Cu	Fe	Cr	Zr	Al
理论	0.8~0.9	0.9~1.0	0.4~0.5	0.5~0.6	<0.16	0.1~0.15	0.07~0.12	余量
实测	0.81	0.94	0.43	0.58	0.14	0.13	0.10	余量

铸锭在进行热压缩取样前,进行均匀化退火处理,工艺为 330℃×4 h+420℃×8 h+550℃×8 h, 随后水冷,以消除初生共晶相并细化铸态组织。取样位置选自铸锭中心轴区域与半径 1/2 位置,用于对比 分析径向组织差异,如图 1(b)所示。加工制备 Φ10 mm×15 mm 圆柱形试样(符合 GB/T 3251-2023 标准), 并确保精度要求满足端面平行度 <0.02 mm;表面粗糙度 Ra≤0.8 μm。



Figure 1. Schematic diagram of ingot: (a) Ingot after machining, (b) Sampling position of hot compression specimen
图 1. 铸锭示意图: (a) 加工处理后的铸锭, (b) 热压缩试样的取
样位置

热模拟实验采用 Gleeble-3800 热力-力耦合模拟系统进行,热压缩试验方案如图 2 所示。利用直接电阻加热方式,以10℃/s 的速率升温至目标变形温度。在变形前于 440℃ ± 2℃下保温 180 s,确保温度均匀性。温控由 K 型热电偶闭环反馈系统实现,温度偏差控制在±2℃以内。热压缩实验在不同应变速率下进行,包括 0.1、1、10、20、30 s⁻¹,应变速率范围覆盖工业成形常用参数。每组试样的总压缩变形量为60%,对应设定最大真应变约 0.9,所有实验均使用石墨润滑剂进行摩擦补偿,摩擦系数 µ ≤ 0.1,以最大限度减少接触摩擦对应力结果的干扰,每个试样压缩结束后请立即水淬至室温以保存微观组织。



Figure 2. Thermal compression test plan: (a) Thermal compression test process, (b) Sample dimensions before and after compression, (c) Actual comparison 图 2. 热压缩试验方案: (a) 热压缩试验过程, (b) 试样压缩前后尺寸, (c) 实物对比

热力学与相图模拟采用 Pandat 2024 商业版软件,内嵌 PanEngine 计算核心与 PanAluminum 2024 数 据库,后者支持对 6xxx 铝合金多相系统(包括亚稳态 β ''、 β '、Q'、 η -MgZn₂等)的描述与动态演化建模。模型设定成分范围覆盖 Al-Mg-Si-X 系(X=Cu、Fe、Mn 等常见杂质/微量元素),并结合 Scheil-Gulliver 非平 衡凝固模型进行动态析出预测。平衡相图模拟覆盖温度范围 300~700℃,输出目标包括:共析相 β (Mg₂Si)、 Q 相等的比例与溶解温度区间。

3. 结果及讨论

3.1. 相图热力学计算

3.1.1. 平衡凝固

为深入理解该 Al-Mg-Si 合金体系在加热过程中的相变行为,本文采用 Pandat 热力学计算平台对其

平衡态相演化进行了模拟,以判断不同相的稳定存在温度范围,结果如图 3 所示,展示了合金各主要相的相分数随温度变化的规律。





其中,主强化相 Mg₂Si 相在约 520~540℃之间开始析出,作为典型的沉淀强化相,其析出行为对合金时效硬化性能具有决定性作用。其析出温度与工业热处理制度中的中温人工时效窗口相匹配(通常为160℃~200℃),说明该合金具备良好的响应性。

另一个重要析出相为Q相(Al₅Cu₂Mg₈Si₆),其在约430℃开始形成,并在较宽的温度区间内稳定存在。 Q相兼具Cu、Mg及Si元素,属于多组元金属间化合物,是实现多元素协同强化的关键析出物。Q相的 稳定析出,特别是在Cu和Mg共同存在的情况下,为进一步提升合金的中高温强度提供了理论依据。

此外,模拟图中还揭示出多种高熔点弥散强化相的析出特征,如 Al₁₃Cr₂和 Al₃(Si,Zr)等,这些相的析 出温度普遍高于 600℃。尽管这些相的体积分数较低,但由于其细小均匀弥散分布于晶内,可有效抑制再 结晶和晶粒长大,从而在热处理和焊接过程中保持细晶组织,增强材料的高温尺寸稳定性与蠕变抗力。

另一方面, Fe 和 Mn 元素共同形成的 Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ 相,在较宽的温度范围内稳定存在,显示其为 典型的铸态共晶金属间化合物。该类脆性相的过量存在可能引起组织脆化,因此需要通过适当的均匀化 退火工艺进行控制。

综上,揭示了该多元铝合金体系中各主要析出相的热稳定性、析出起始温度以及共存区间,为后续 热处理制度设计、时效强化机制研究及微观组织调控提供了重要的理论依据。

3.1.2. 非平衡凝固

为进一步研究该合金在实际凝固过程中的组织演化特征,采用 Pandat 软件中的 Scheil-Gulliver 非平 衡凝固模型进行了模拟,所得凝固路径如图 4 所示。该模型假设固相不扩散、液相完全扩散的条件,能 较好反映实际铸造冷却条件下各相的逐步析出过程,对于评估宏观偏析与组织分布具有重要意义。



Figure 4. Scheil nonequilibrium solidification process 图 4. Scheil 非平衡凝固过程图

模拟结果表明,合金凝固起始温度约为 662℃,对应的首个析出相为 Al₁₃Cr₂,该高熔点金属间化合物的优先生成为后续凝固过程中的异质形核提供潜在位点,有助于细化晶粒。随着温度降低至约 640℃,出现主固溶体相 Fcc(Al),开始大量结晶,构成合金的主要基体结构。

随凝固进程推进,熔体中富集元素逐渐达到饱和并发生次生相析出。特别是在约 630℃时,出现 Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂相的析出,标志着 Fe、Mn 元素在非平衡条件下的偏析现象较为显著。这类富 Fe 金属间 化合物沿晶界析出,对合金的塑性与疲劳性能可能产生不利影响,因此应在后续热处理过程中考虑其调 控机制。

进一步降低温度至 600℃~540℃范围内,连续出现 Mg₂Si、Al₃(Si,Zr)及 Diamond(Si)等强化相。这些 析出物多为弥散颗粒或亚稳结构,是提升时效硬化潜力和热强性能的关键。在约 530℃~510℃范围内,系 统进入多相共析阶段,出现 Q 相(Al₅Cu₂Mg₈Si₆),伴随少量的 Al₁₄Mn₄Si₅ 和 AlCu_Theta 相,标志着 Cu、 Mg 和 Si 三元协同强化效应的发生。

在凝固末期(~510℃以下),多种金属间化合物共析,使得最终凝固组织较为复杂。尽管这些相的体积 分数不大,但其形貌和分布将对随后的热处理响应产生重要影响。

综上,非平衡凝固模拟揭示了该合金在快速冷却铸造条件下复杂的相析出序列及其热力学演化路径。 多个强化相的提前析出及共存相行为为后续时效强化和组织均匀化处理提供了热力学依据,有助于优化 热处理制度以实现良好的综合性能。

3.2. 温度对相组成的影响

图 5 展示了在整个冷却过程中,不同相的析出总分数(f_tot)随温度变化的规律。该图更加清晰地揭示 了微量相的形成趋势与相对稳定温度区间,可分析多元铝合金中微合金化元素作用。

从图中可以看出,合金体系中的主要析出相为 Al₁₃Cr₂、Fcc(Al)和 Al₁₅(FeMn₃)Si₂。其中,Fcc(Al)作为 主要的固溶体相,在高温段(>620℃)便开始大量形成,覆盖整个凝固和冷却过程,形成了合金的基本基体 结构。而 Al₁₃Cr₂ 尽管体积分数较小,但在高温阶段即稳定存在,说明 Cr 元素优先结合并形成高熔点稳 定相,有助于组织细化。

进一步分析中温阶段(620℃至 500℃),可以观察到多个次要析出相开始显著增长,尤其是:

(1) Al₃(Si,Zr)和 Al₈FeMg₃Si₆:分别在 580~550℃之间析出,说明 Zr 和 Fe-Mg-Si 三元化合物对中温析 出行为影响显著,前者可提供细小弥散的 Zr 相颗粒,有助于提高热稳定性和细晶强化;



Figure 5. Log scale phase amount versus temperature 图 5. 相总量对温度变化图

(2) Mg₂Si 与 Diamond(Si):在 560~540℃区间析出,对时效硬化及导热性能提升有积极作用;

(3)Q相(Al₅Cu₂Mg₈Si₆)与Al₁₄Mn₄Si₅、AlCu_Theta: 在较 530℃~500℃温度段逐步析出,体现了Cu与Mg的协同强化效应。

尤其值得关注的是在低分数区间(log 尺度下<1E-3)仍能观测到的多个微量相,例如 Al₁₄Mn₄Si₅等, 其析出虽然数量有限,但对合金的局部强化作用、腐蚀行为甚至裂纹萌生敏感性具有潜在影响。因此, 在实际工艺优化中,需重点关注这些低分数但功能性显著的析出相的热力学行为和动力学调控。

此外,对比图 3 与图 5 可知,多数强化相如 Q 相、Al₁₄Mn₄Si₅、AlCu_Theta 等的析出温度窗口基本 重叠,提示其在热处理时可能发生竞争析出或共析反应,应通过精确控制升/降温速率及保温制度进行差 异化调控。

综上,图 5 的析出总分数图不仅补充了相变路径的数量信息,还揭示了不同微合金化元素间的耦合 作用规律,为设计合理的热处理工艺路线、提升该 6xxx 系铝合金的综合性能提供了理论依据。

通过对三幅图的联合分析可知,该合金体系在热处理与凝固过程中表现出复杂的相变路径与多相共 析行为。高温区以主基体 Fcc(Al)与 Al₃Cr₂稳定存在;中温区强化相密集析出,Mg₂Si、Q 相、Diamond 等 主导强化效应;低温区存在多种微量相,可能带来腐蚀敏感性与热稳定性问题。

通过 Pandat 热力学平台对 Al-Mg-Si 合金进行平衡与非平衡路径模拟,系统揭示了其在多阶段热处 理过程中的相形成规律,明确了强化相 Mg₂Si 与Q 相的稳定析出窗口,并识别出如 Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂等对 再结晶行为具有重要调控作用的弥散相。这些结果为合理设计时效温度、优化合金元素均匀性以及构建 细化组织结构提供了理论依据,也为其在中高强度应用场景(如结构件与交通运输部件)中的工程化使用 奠定了基础。

然而,合金在热变形过程中的组织演化不仅受热力学驱动控制,更显著依赖于由应变速率诱导的应力状态、位错密度演化及形核机制间的竞争效应。因此,在统一变形温度条件下,深入探讨不同应变速率下微观软化机制(如动态再结晶 DRX 与动态回复 DRV)与相析出路径间的协同演化关系,对于理解材料的流动应力响应与组织调控具有重要意义。

3.3. 应变速率对合金塑性变形行为的影响

此处研究恒定变形温度下,应变速率变化对合金软化机制与流动行为的影响规律。应变速率不仅调

控位错密度与积累速率,也直接影响动态析出/动态再结晶等组织重构行为,从而通过微观机制耦合路径反映于宏观应力-应变曲线上。图中展示了 6xxx 系列铝合金在恒定温度 440℃下,不同应变速率(0.1 s⁻¹、1 s⁻¹、10 s⁻¹、20 s⁻¹、30 s⁻¹)条件下的真应力-真应变曲线,以揭示材料在高温热加工过程中的流动应力演化规律与应变速率敏感性。



Figure 6. True stress-true strain curves at different strain rates $(0.1 \text{ s}^{-1}, 1 \text{ s}^{-1}, 10 \text{ s}^{-1}, 20 \text{ s}^{-1}, 30 \text{ s}^{-1})$ at constant temperature 图 6. 恒定温度下不同应变速率 $(0.1 \text{ s}^{-1}, 1 \text{ s}^{-1}, 10 \text{ s}^{-1}, 20 \text{ s}^{-1}, 30 \text{ s}^{-1})$ 的真实应力 - 真实应变曲线

如图 6 所示,在所有应变速率条件下,合金的应力-应变曲线均展现出典型的高温热压缩变形行为,整体可划分为三个特征性阶段:快速硬化阶段、峰值过渡阶段及稳态流动阶段。不同应变速率下内部微观机制如表 2 所示。

应变速率	位错密度	微观机制	应力响应
低(0.1 s ⁻¹)	位错缓慢累积	DRX 主导,析出充分	软化主导,低峰值应力
中(1~10 s ⁻¹)	位错快速增长	DRV 增强, 部分析出迟滞	平衡态,峰应力中等
高(20~30 s ⁻¹)	位错剧增	加工硬化主导, 析出受限	硬化占主导, 高峰应力

 Table 2. Internal microscopic mechanisms at different strain rates

 表 2. 不同应变速率下内部微观机制

首先,在初始阶段(应变量 *ε* < 0.1),流动应力随应变迅速上升,表明材料进入塑性变形区间。这一阶段应力上升主要归因于位错的快速产生、滑移与增殖,并在晶体内形成密集交互作用,导致位错密度显著提升,从而引发显著的应变硬化效应。此时,软化机制(如位错湮灭与亚结构形成)尚不足以抵消硬化效应,导致应力迅速上升并达到峰值。

当流动应力达到峰值后,曲线进入应力平台或略有下降的阶段。此时,由于变形能的不断积累,材料内部启动了软化机制,包括动态回复(Dynamic Recovery, DRV)和动态再结晶(Dynamic Recrystallization, DRX),从而释放部分累积的应变能,尤其在高应变条件下,空位浓度增大,位错攀移加剧,进一步促进软化效应。然而,在这一过程中,由位错密度增高带来的硬化效应仍占主导地位,软化效应尚不足以完

全抵消硬化趋势,因此流动应力呈现短暂平台或小幅下降特征。

在较大的应变范围内,材料逐步过渡至稳态流动阶段。该阶段的特征为应力–应变曲线趋于平稳,表明材料内部的应变硬化与动态软化机制达成动态平衡,位错增殖、滑移以及再结晶过程彼此制衡,共同维持合金在恒定的流动应力下持续塑性流动。

进一步分析应变速率对热压缩行为的影响,可发现在变形温度固定的条件下,应变速率对合金的流 变行为具有显著影响。具体而言,随着应变速率从 0.1 s⁻¹升高至 30 s⁻¹,流动应力显著增强,最大流动应 力由 50.95 MPa 提升至 86.78 MPa,表现出强烈的应变速率敏感性(strain rate sensitivity)。这归因于高应变 速率条件下,单位时间内的塑性应变增大,使位错密度显著升高,位错滑移与交割加剧,进而加重材料 的加工硬化。此外,较短的变形时间限制了动态回复与动态再结晶的充分发生,软化机制受阻,从而导 致更高的流动应力水平。

相反,在较低应变速率下,位错运动速率降低,交互频率减少,原子扩散得以充分进行,有利于组 织重构与晶粒细化过程的开展,使软化机制占据主导,整体流动应力显著降低。因此,高温压缩下的流 动行为呈现出明显的应变速率相关性,反映出加工硬化与软化机制之间的动态竞争关系。

表 3 总结了各应变速率下材料的峰值应力及其变形行为特征,进一步印证了上述结论。随着应变速 率升高,材料的塑性变形过程逐步由软化主导转变为硬化主导,表明微观机制从再结晶驱动逐渐过渡至 加工硬化主导。

应变速率(s ⁻¹)	峰值应力(MPa)	峰值应力趋势	材料行为解释
0.1	50.95	最低	易于再结晶、软化
1	63.21	次低	局部软化开始受限
10	76.48	中等	明显加工硬化开始
20	80.12	次高	高速压缩下保持硬度
30	86.78	最高	流动应力显著升高,硬化显著

 Table 3. Summary of the behavior of alloy materials at different strain rates

 表 3. 不同应变速率下合金材料的行为总结

综上, 6xxx 铝合金在热压缩条件下具有良好的塑性加工性能和可控的流变行为,为其在热加工工艺 窗口优化与组织调控中提供了实验基础。

4. 结论

(1) 平衡态模拟表明, Mg₂Si (520℃~540℃)与Q相(430℃)是主导时效强化的核心析出相, 而Al₃(Si,Zr)、Al₁₃Cr₂等高温弥散相(>600℃)可有效抑制晶粒粗化; 非平衡凝固模拟揭示 Fe/Mn杂质相(如Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂) 优先沿晶界偏析, 需通过均匀化退火调控其分布。

(2) 应变速率显著影响合金动态软化机制,低应变速率(0.1 s⁻¹)下 DRX 主导(峰值应力 50.95 MPa), 而高应变速率(30 s⁻¹)下加工硬化加剧(峰值应力 86.78 MPa),表明需通过工艺优化平衡成形效率与组织均 匀性。

致 谢

在此,作者衷心感谢所有为本文提供支持和帮助的个人和机构,感谢相关领域的研究者们,他们的 前期研究为我提供了宝贵的参考资料和启示,希望本研究能为该合金的组织性能调控、变形参数设计提 供参考,支撑基于该合金的轨道车辆用构件高性能制造。

基金项目

国家重点研发计划项目(2023YFB3710401);国家自然科学基金(52205433);中南大学极端服役性能精密制造国家重点实验室科研基金(ZZYJKT2023-04)。

参考文献

- [1] 华家辉, 徐从昌, 林天豪, 等. 6XXX 铝合金防撞梁总成在动静态载荷下的变形行为[J]. 塑性工程学报, 2019, 26(6): 199-205.
- [2] 杨志斌, 盛立康, 谢延祺. 高速列车铝合金横梁构件激光-MIG 复合焊与 MIG 焊焊接特性对比研究[J]. 激光与光 电子学进展, 2024, 61(21): 266-272.
- [3] Ding, L., Jia, Z., Nie, J., Weng, Y., Cao, L., Chen, H., et al. (2018) The Structural and Compositional Evolution of Precipitates in Al-Mg-Si-Cu Alloy. Acta Materialia, 145, 437-450. <u>https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.12.036</u>
- [4] 徐振宇, 胡道春. 6082 铝合金热变形过程中的动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(6): 1230-1237.
- [5] Le, W., Chen, Z., Yan, K., Zhao, Y. and Zhang, H. (2022) Hot Deformation and Microstructure Evolution of Selective Laser Melted 718 Alloy Pre-Precipitated with δ Phase. *Materials Science and Engineering: A*, 851, Article 143633. <u>https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143633</u>
- [6] Li, J., Shen, J., Yan, X., Mao, B. and Yan, L. (2010) Microstructure Evolution of 7050 Aluminum Alloy during Hot Deformation. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 20, 189-194. https://doi.org/10.1016/s1003-6326(09)60119-9
- [7] Huang, K. and Logé, R.E. (2016) A Review of Dynamic Recrystallization Phenomena in Metallic Materials. *Materials & Design*, **111**, 548-574. <u>https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.012</u>
- [8] Foley, D.L., Leff, A.C., Lang, A.C. and Taheri, M.L. (2020) Evolution of β-Phase Precipitates in an Aluminum-Magnesium Alloy at the Nanoscale. Acta Materialia, 185, 279-286. <u>https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.10.024</u>
- [9] Zhu, N.Y., Sun, C.Y., Li, Y.L., Qian, L.Y., Hu, S.Y., Cai, Y., et al. (2021) Modeling Discontinuous Dynamic Recrystallization Containing Second Phase Particles in Magnesium Alloys Utilizing Phase Field Method. Computational Materials Science, 200, Article 110858. <u>https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110858</u>
- [10] 储昭杰, 李波, 王文浩, 等. 6061 铝合金热变形行为及动态再结晶[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(7): 2502-2510.
- [11] 杨胜利, 沈健, 陈利阳, 等. Al-Cu-Li 合金热变形过程中微观组织的动态演变规律[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(4): 674-683.
- [12] 王庆娟, 田云飞, 高贝特, 等. 工业纯钛 TA1 的双道次热压缩变形及软化行为[J]. 金属热处理, 2022, 47(4): 75-80.
- [13] 肖罡, 李飞龙, 郭鹏程, 等. Al-Mg-Si-Cu 铝合金双道次平面应变热压缩变形中静态软化及再结晶行为[J]. 塑性 工程学报, 2021, 28(7): 131-137.
- [14] 姚未怡, 卜恒勇. 轧制态 7050 铝合金双道次热变形微观组织演变[J]. 材料导报, 2025, 39(4): 168-175.