Fe-1. 4C-8Mn-2Al奥氏体TWIP钢机械性能和断裂机理

栾国庆[1]，陈光辉[2]，亓晓涛[3]，刘　超[1]，万响亮[4]
（1 山东钢铁股份有限公司研究院，济南 271104；2 湖北文理学院汽车与交通工程学院，襄阳 441053；
3 山东钢铁股份有限公司制造管理部，济南 271104；4 武汉科技大学材料学部，武汉 430081）

摘　要：针对高碳中锰钢奥氏体晶粒粗大限制其强度和伸长率这一关键问题，研究了Fe-1. 4C-8Mn-2Al高碳中锰奥氏体孪晶诱导塑性（TWIP）钢的组织、力学性能和断裂机理，对比分析了铸造+固溶态、热轧+固溶态及选区激光熔融（SLM）增材制造工艺对实验钢的影响。结果表明，铸造+固溶态实验钢因奥氏体晶粒严重粗化（约1 mm），屈服强度仅371 MPa，伸长率约15%，且拉伸过程中出现应力突降，表明内部或表面裂纹导致提前断裂。热轧+固溶后晶粒细化至370 μm，屈服强度提高至447 MPa，伸长率提升至20%，但晶粒仍较粗大。采用SLM工艺制备的实验钢，因超高冷却速率实现细晶强化，屈服强度达到687 MPa，但伸长率降至14%，断口存在不连续区域。铸造+固溶态和热轧+固溶态实验钢的沿晶断裂与粗大晶粒导致的晶界应力集中，以及塑性变形不协调密切相关。SLM试样的塑性不足则源于晶粒尺寸不均匀（等轴晶与<100>方向柱状晶共存）及制备缺陷。未来需优化SLM工艺参数，抑制晶体择优生长，并消除未熔化粉末或缩孔等缺陷，还可以通过后续热处理优化成分分布和组织均匀性，以实现高强度与良好塑性的优异匹配。

关键词：高碳中锰钢；热轧；晶粒尺寸；TWIP效应；增材制造
DOI:10. 20057/j. 1003-8620. N260098　　**中图分类号：**TG142. 1

Mechanical Properties and Fracture Mechanism of Fe-1. 4C-8Mn-2Al Austenitic TWIP Steel

Luan Guoqing[1], Chen Guanghui[2], Qi Xiaotao[3], Liu Chao[1], Wan Xiangliang[4]
(1 Research Institute, Shandong Iron and Steel Group Co., Ltd., Jinan 271104, China;
2 School of Automotive and Traffic Engineering, Hubei University of Arts and Science, Xiangyang 441053, China;
3 Manufacturing Management Department, Shandong Iron and Steel Group Co., Ltd., Jinan 271104, China;
4 Faculty of Materials, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: To overcome the key challenge that coarse austenite grains restrict the strength and ductility of high-C medium-Mn steels, the microstructure, mechanical properties, and fracture mechanism of an Fe-1. 4C-8Mn-2Al high-C medium-Mn austenitic twinning-induced plasticity (TWIP) steel were systematically investigated. The effects of three processing routes, namely casting plus solution treatment, hot rolling plus solution treatment, and selective laser melting (SLM) additive manufacturing, on the microstructure and mechanical performance of the experimental steel were comparatively evaluated. The results demonstrated that the as-cast + solution-treated steel, characterized by severe austenite grain coarsening (approximately 1 mm), exhibited a yield strength of merely 371 MPa and an elongation of approximately 15%. Furthermore, stress serrations observed during tensile testing indicated premature fracture induced by internal or surface cracks. Following hot rolling and solution treatment, grain refinement to 370 μm increased the yield strength to 447 MPa and improved the elongation to 20%. Nevertheless, the grains remained relatively coarse. The SLM-processed steel achieved a yield strength of 687 MPa, attributed to grain refinement strengthening resulting from an ultrahigh cooling rate. However, the elongation decreased to 14%, with discontinuous regions observed on the fracture surface. The intergranular fracture observed in the as-cast + solution-treated and hot-rolled + solution-treated steels was closely associated with grain boundary stress concentration arising from coarse grains, as well as incompatible plastic deformation. The insufficient ductility of the SLM steel resulted from non-uniform grain size distributions, characterized by the coexistence of equiaxed grains and <100>-oriented columnar grains, as well as manufacturing defects. Future efforts should focus on optimizing SLM process parameters to suppress crystallographic preferred orientation and eliminate defects such as unmelted powder particles or shrinkage porosity. Furthermore, post-heat treatment can also be employed to optimize the compositional homogeneity and microstructural uniformity, thereby achieving an excellent combination of high strength and superior ductility.

基金项目：国家自然科学基金项目（No. 52574446）
作者简介：栾国庆（1986—），男，博士，工程师；　**E-mail：**g.luan@foxmail.com；　**收稿日期：**2026-06-26
通信作者：陈光辉（1995—），男，博士，讲师；　**E-mail：**chenguanghui@hbuas.edu.cn
Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

Key Words: High-C Medium-Mn Steel; Hot Rolling; Grain Size; TWIP Effect; Additive Manufacturing

先进高强钢(AHSS)已成为汽车钢铁材料轻量化领域的研究热点,其中,高锰钢因其卓越的强度-塑性匹配,以及优异的加工硬化能力而备受瞩目[1-3]。高锰钢的力学性能优势来源于奥氏体基体在塑性变形过程中激活的多种变形机制,一方面通过应力/应变诱导ε-马氏体或α′-马氏体相变产生相变诱导塑性(TRIP)效应[4-5],通过动态相变引入马氏体相起到硬化的作用,显著提高加工硬化指数,从而延缓颈缩,扩展板材成形极限。另一方面借助变形孪晶的形核与增殖实现孪晶诱导塑性(TWIP)效应[6-8],通过孪晶界对位错滑移的动态阻碍,呈现剧烈的硬化率。同时,TWIP钢的均匀伸长率通常可达同级TRIP钢的近两倍[9]。因此,通过TWIP效应有望显著改善高锰钢的成形性能。

尽管高锰钢已被较多研究[9-11]证明其具有较高的强度和优异的伸长率,但是由于w[Mn]过高(10%~30%)[12],在实际生产中也面临着精炼困难、轧制开裂、元素偏析等诸多问题[13-16]。例如,冶炼高锰钢需要加入大量的工业锰铁提高锰含量,但锰铁中的有害元素N、P和S也会同时被引入到钢液中,其中,w[P]可达到900×10^{-6}[14]。朱庆童等[15]表明锰含量过高会导致渣-金反应后的MnO增多,影响LF精炼脱硫效率。此外,提高锰含量还会促进柱状晶,导致钢中严重的偏析。因此,过高的冶炼难度限制了高锰钢的发展。对于中锰钢来说,由于锰含量降低,冶炼难度降低,其工艺窗口更宽。中锰钢中的亚稳奥氏体使其具有高强度、高塑性的特点,综合力学性能媲美高锰奥氏体钢,成为极具市场潜力的第三代先进高强钢[17-18]。除了采用传统的铸造热轧工艺制备高性能中锰钢,目前,还有较多研究采用选区激光熔融(SLM)增材制造工艺制备中锰钢。例如,Pawlak等[19]采用SLM制备了相对密度高达99.7%且韧性良好的中锰钢部件,还通过在670 ℃后续临界退火处理获得了强韧性的最佳组合。Köksal等[20]基于SLM工艺采用200~600 mm/s不同扫描速度制备中锰钢,表明增大扫描速度可以显著细化原始奥氏体晶粒尺寸,并影响奥氏体的稳定性。由于在SLM工艺实际生产过程中,难以完全消除微观结构缺陷,这些缺陷会显著降低部件的结构完整性和使用性能,限制了SLM技术的广泛应用[21]。

为了制备室温下组织为全奥氏体的中锰钢,需要通过添加高碳来稳定奥氏体并起到固溶强化的作用[22-23],还需要添加Al元素来抑制渗碳体过多析出[24]。但是高碳容易引起奥氏体晶粒严重粗化,损害材料的力学性能。然而,如何有效细化高碳中锰钢晶粒尺寸的相关研究不足,难以为实际生产提供充足的依据。为了解决这一科学问题,本研究设计了一种Fe-1.4C-8Mn-2Al高碳中锰奥氏体钢,研究了铸造+固溶和热轧+固溶制备的实验钢的组织、力学性能和变形组织。由于增材制造工艺可以通过超高冷却速率实现晶粒细化[25]。因此,本研究还增加了增材制造实验钢作对比,旨在为实际生产力学性能良好的高碳中锰奥氏体钢提供理论依据。

1　实验材料与方法

实验钢为Fe-1.4C-8Mn-2Al,在VIM-12型真空感应炉中进行冶炼制成厚度为10 mm的铸锭。随后将铸锭在1 250 ℃均匀化处理2 h,接着快速冷却至室温。取一组实验钢在1 150 ℃固溶处理30 min后,随后在10%的NaCl溶液(以获得更高的冷速)中淬火到室温。另一组实验钢在1 100~900 ℃温度区间内热轧至4 mm,随后在1 150 ℃固溶处理30 min,最后在10%的NaCl溶液中淬火至室温。所有铸造和热轧试样在拉伸前均统一进行了1 150 ℃×30 min固溶处理+NaCl溶液淬火处理,其中固溶处理是为了消除组织中的渗碳体,在NaCl溶液中淬火以实现较大冷速可进一步避免冷却过程中渗碳体析出。另设置一组增材制造实验钢作为对比,采用SLM工艺制备实验钢,SLM工艺参数见表1。在SLM成形过程中,通过激光能量输入使电极感应熔炼气雾化法制备的粉末完全熔化,并逐层冷却凝固成型,利用其超高冷却速率实现细晶强化。

将铸造+固溶态和热轧+固溶态实验钢经机械打磨抛光后,采用5%硝酸酒精腐蚀液侵蚀组织,随后采用Carl Zeiss Neophot 30光学显微镜观察奥氏体晶粒尺寸和晶界。采用Zeiss Ultra 55场发射扫描电子显微镜(SEM)和Seifert-FPM URD6型X射线衍射仪(XRD)对增材制造的粉末进行分析。XRD实验采用Co靶,波长λ为0.178 896 5 nm,扫描角度20°~150°,步长为0.02°。采用电子背散射衍射(EBSD)对增材制造的实验钢组织进行分析,步长0.5 μm。依据DIN 50125—2016标准制备拉伸试样。铸造+固溶态实验钢的拉伸试样为哑铃形,标

段长度为36 mm，直径ϕ6 mm。热轧+固溶态实验钢的拉伸试样为板状试样，标段尺寸为36 mm×6 mm×2 mm。增材制造实验钢的拉伸试样为板状试样，标段尺寸为20 mm×6 mm×1 mm。拉伸试验在Zwick-Roell万能拉伸试验机上进行，拉伸速度为6 mm/min。拉伸试验结束后，采用电子通道对比成像(ECCI)和EBSD对均匀变形段的组织进行分析，采用SEM对断口形貌进行观察。

2 实验结果和分析

2.1 晶粒尺寸

实验钢经铸造后，在1 150 ℃固溶处理30 min后，淬火到室温，奥氏体晶粒形貌如图1(a)所示。可以看出，由于没有经历热变形，奥氏体晶粒较粗，尺寸约1 mm。如图1(b)放大后的组织图所示，可见奥氏体晶界处并未形成渗碳体，表明实验钢中添加2%w[Al]可以有效抑制渗碳体析出[24]。图1(c)为实验钢经热轧+固溶后的奥氏体晶粒形貌图，如图1所示，实验钢经热轧+固溶后，热轧变形为固溶再结晶提供驱动力，使奥氏体晶粒明显细化，其尺寸约为370 μm。放大后的组织图1(d)表明，热轧+固溶态实验钢的晶界处同样为未观察到渗碳体析出。为了进一步细化奥氏体晶粒尺寸，采用增材制造工艺制备实验钢。图2(a)为增材制造实验钢的粉末形貌，可以看到粉末整体呈球形。这种球形或近球形颗粒具有较高的堆积密度，从而在SLM过程中实现更高效的致密化。图2(b)为粉末的XRD图谱，显示出奥氏体强衍射峰。图2(c)所示为实验钢的EBSD反极图(IPF图)，可以看出实验钢的奥氏体晶粒尺寸不均匀，部分区域为平均晶粒尺寸约30 μm的等轴晶，另有晶粒尺寸更大的柱状晶，尤其是择优沿<100>方向生长的柱状晶。

2.2 拉伸性能

图3为铸造+固溶态、热轧+固溶态和增材制造实验钢拉伸变形过程中的工程应力-工程应变曲线，屈服强度、抗拉强度和伸长率见表2。铸造+固溶态实验钢的屈服强度约372 MPa，伸长率仅约14%。尽管实验钢中添加了较高含量的w[C]为1.4%，远高于常规的中锰钢[26]。但是和常规中锰钢相比，添加高C并没有产生明显的固溶强化作用。奥氏体钢的屈服强度和多种因素相关，可用式(1)[27]表示。

$$\sigma_{yield} = \sigma_0 + \sigma_s + \sigma_g + \sigma_d + \sigma_p \quad (1)$$

式中，σ_{yield}表示屈服强度，MPa；σ_0表示晶格摩擦力，MPa；σ_s表示固溶强化对强度的贡献值，MPa；σ_g表示晶界强化的贡献值，MPa；σ_g和晶粒尺寸相关；σ_d表示位错强化的强度贡献，MPa；σ_p表示析出强化的强度贡献，MPa。

由于实验钢未发生变形，无需考虑位错强化。根据图1(b)铸造+固溶态实验钢的组织图可知，添加较高含量的Al元素，有效抑制了渗碳体析出，析出强化对强度的贡献也可忽略不计。导致铸造+固溶态实验钢屈服强度较低的原因是其过大的晶粒尺寸(约1 mm)。从应力-应变曲线可以看到显著特征，在加载过程中出现应力突降，如图3中放大处所示。这种应力突降表明实验钢在拉伸变形过程中形成了不连续区域，内部或表面形成了较大的裂纹，导致有效横截面发生突然减小，从而引发提前断裂。与常规中锰钢相比，实验钢总伸长率较低。

表1 Fe-1.4C-8Mn-2Al钢的SLM工艺参数

Table 1 SLM process parameters for Fe-1.4C-8Mn-2Al steel

激光功率/W	扫描速度/(mm·s^{-1})	层厚/mm	舱口间距/mm	体积能量密度/(J·mm^{-3})
300	600	0.05	0.1	100

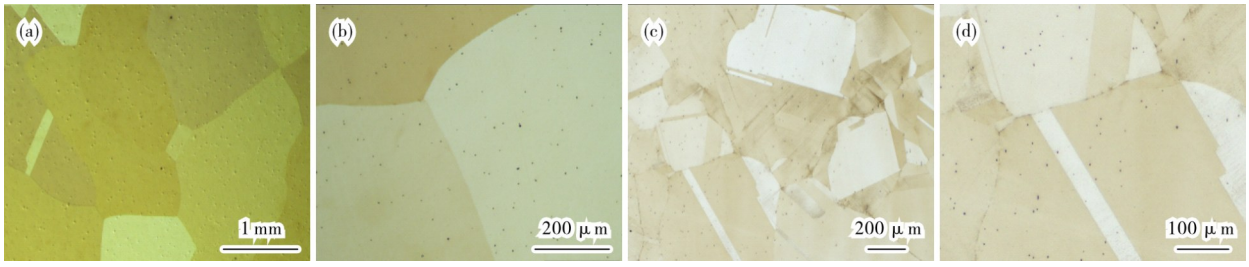


图1 Fe-1.4C-8Mn-2Al钢中奥氏体晶粒形貌：(a)(b)铸造+固溶态，(c)(d)热轧+固溶态

Fig. 1 Micrographs of austenite grains in Fe-1.4C-8Mn-2Al steel: (a) (b) as-cast + solution-treated, (c) (d) hot-rolled + solution-treated

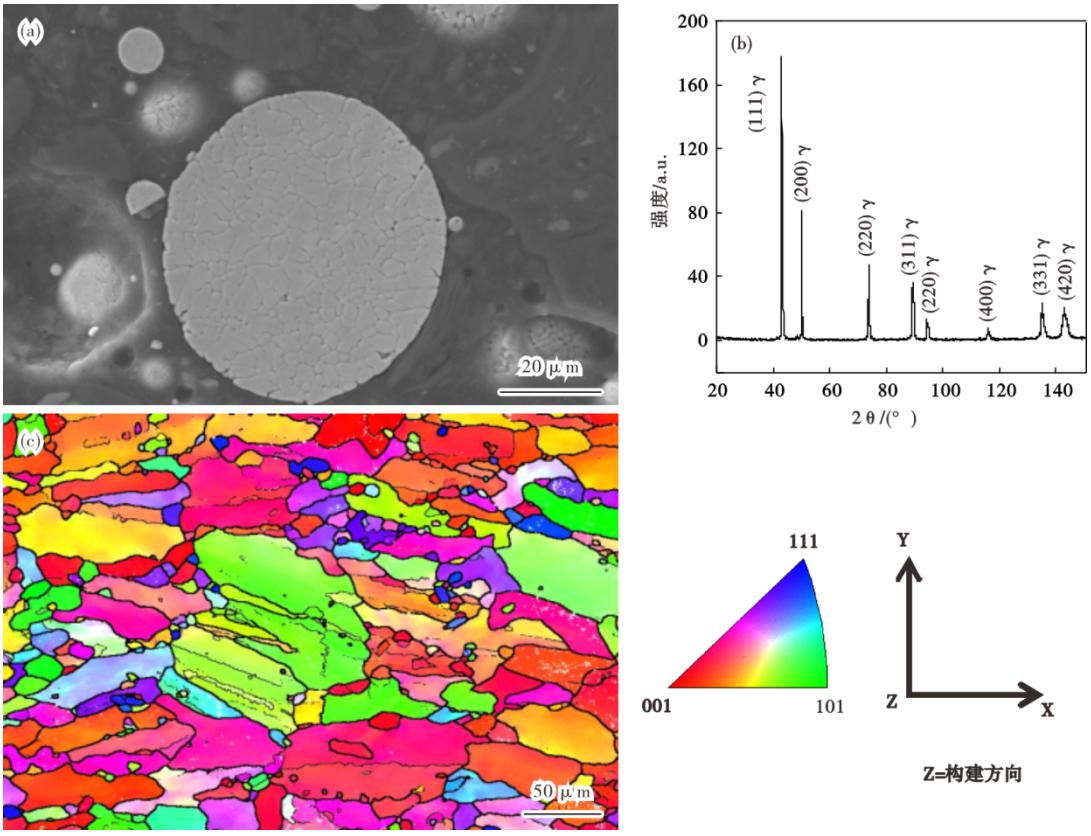


图 2　增材制造 Fe-1.4C-8Mn-2Al实验钢组织分析:(a) 粉末形貌,(b) 粉末 XRD 图谱,(c) EBSD-IPF 图

Fig. 2　Microstructure analysis of additively manufactured Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel: (a) powder morphology, (b) XRD pattern of powder, (c) EBSD-IPF map

图 3 同时对比了热轧+固溶态实验钢的应力-应变曲线,结果表明,热轧+固溶工艺显著改善了实验钢的力学性能。热轧+固溶后实验钢的奥氏体晶粒尺寸减小至 370 μm,这一细化效应使热轧+固溶钢的屈服强度达到 447 MPa,伸长率也提升到 21%。但是和常规中锰钢相比,其屈服强度和伸长率仍然较低,其原因可归结于晶粒依旧粗大[28]。为了进一步细化奥氏体晶粒尺寸,采用增材制造工艺制备实验钢,其拉伸应力-应变曲线如图 3 所示。可以看出,增材制造的实验钢屈服强度显著提高到了 687 MPa,表明产生了显著的 Hall-Petch 效应,但是实验钢的伸长率却显著降低,仅约 14%。

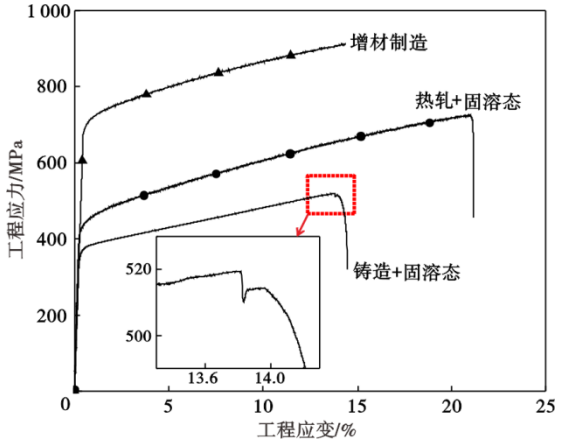


图 3　Fe-1.4C-8Mn-2Al实验钢拉伸应力-应变曲线

Fig. 3　Tensile stress-strain curves of Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel

2.3　变形组织

图 4 为铸造+固溶态实验钢拉伸断裂后的组织分析结果。如图 4(a)为 ECCI 组织图,可见实验钢在塑性变形过程中激活了 TWIP 效应,形成了高密度的机械孪晶,同时,可观察到明显的平面滑移特征。平面滑移产生机械孪晶,可以显著阻碍位错移动,从而产生加工硬化,提高强度和塑性[29]。对于常规 TWIP 钢而言,TWIP 效应可以显著塑性,因此,

表 2　Fe-1.4C-8Mn-2Al实验钢的力学性能

Table 2　Mechanical properties of Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel

试样状态	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
铸造+固溶态	371	528	15
热轧+固溶态	447	727	20
增材制造	687	914	14

常常展现出穿晶断裂的特征。图 4(b)的断口形貌表明实验钢同时发生了两种断裂方式，即穿晶断裂(表面较粗糙的T区域)和沿晶断裂(表面较光滑的I区域)。图 4(c)(d)分别为沿晶断裂区和穿晶断裂区的形貌，可以看出沿晶断裂区组织光滑。由于实验钢晶粒粗大，区别于典型的沿晶断裂特征—光滑的多面体晶粒形貌。在光滑的沿晶断裂面上观察到夹杂物颗粒，根据 Luan G 等[22]的研究，这些颗粒主要为 MnS 夹杂。由于实验钢的伸长率较低，因此，在穿晶断裂区未观察到其他奥氏体钢中广泛存在的韧窝特征。图 4(e)为穿晶断裂区和沿晶断裂区交界处 ECCI 组织，从中可以推断出在拉伸过程中，由于下部区域晶界近似垂直于加载轴，法向拉应力最大，导致沿晶界优先发生脱粘并形成大面积沿晶断裂区。随着晶界走向逐渐往水平方向偏离，其法向有效应力降低，使晶间裂纹扩展受阻，断裂模式转变为穿晶断裂，此时断裂面垂直于拉伸方向。即使实验钢中仍发生了 TWIP 效应，但是沿晶断裂导致实验钢提前断裂，降低了伸长率。

图 5 为热轧+固溶态实验钢的变形组织分析结果。如图 5(a)所示，部分奥氏体晶粒未在塑性变形过程中形成孪晶，仅通过平面滑移的方式发生塑性变形。而另一些晶粒则产生了机械孪晶，同时，还可观察到因热轧留下的粗大退火孪晶。对晶界附近的变形组织的 KAM 值分析可以得知，形变在界面处和晶内明显不均匀。在机械孪晶(标记 A)和晶界(标记 B、C、E)处的 KAM 均出现明显峰值。KAM 值较高表明位错密度升高，对应了较大程度的塑性变形。机械孪晶界和奥氏体晶界可阻碍位错运动，从而缩短位错平均自由程，有利于产生加工硬化。一方面可以提高实验钢的抗拉强度，另一方面可以延缓颈缩从而提高实验钢的伸长率。此外，可以看出奥氏体晶内大部分区域的 KAM 较低，仅有部分区域(标记 D、F、G)存在 KAM 峰值，这些晶内的 KAM 峰值主要来源于变形诱导的晶内小角度晶界(取向差 2°~10°)导致的位错塞积。

如图 5(b)所示为热轧+固溶态实验钢的断口形貌图。可以看出，和铸造+固溶态实验钢相同，实验钢同时发生了穿晶断裂和沿晶断裂。实验钢发生沿晶断裂和晶粒尺寸过大相关。由于铸造+固溶态和热轧+固溶态实验钢的奥氏体晶粒尺寸过于粗大，晶界总面积较小，发生塑性变形时晶界处更容易产生应力集中。实验钢屈服后，随着加载的继续进行，晶界强化效应逐渐减弱。在发生断裂时，晶界处的应力集中已超过其承载极限，导致晶界处发生沿晶断裂。另一方面，发生沿晶断裂和变形不协调相关。根据 Hirth 的研究[30]，材料发生变形时存在两种不协调效应，即弹性不协调和塑性不协调。实验钢发生沿晶断裂在很大程度上与塑性不协调相关[31]。随着拉伸试验过程中载荷增加，晶粒间相互

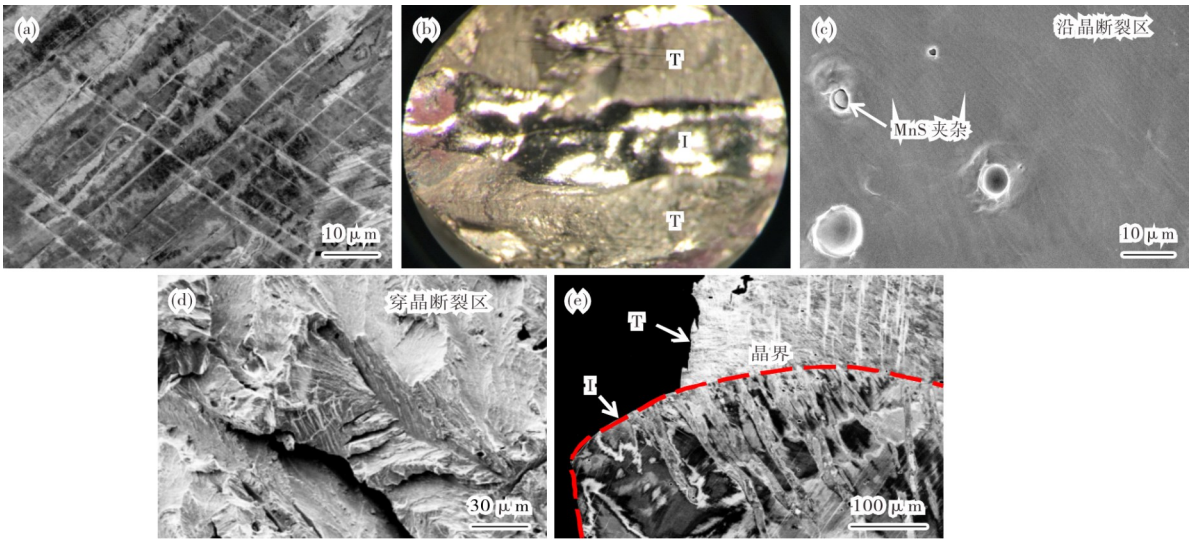


图 4 铸造+固溶态 Fe-1.4C-8Mn-2Al 实验钢组织：(a) ECCI 组织图，(b) 断口形貌，(c) 沿晶断裂区断口形貌，(d) 穿晶断裂区断口形貌，(e) 穿晶断裂区和沿晶断裂区交界处 ECCI 组织(拉伸方向为水平方向)

Fig. 4 Microstructure of as-cast + solution-treated Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel: (a) ECCI micrograph, (b) fracture morphology, (c) fracture surface morphology of intergranular fracture zone, (d) fracture surface morphology of transgranular fracture zone, (e) ECCI microstructure at the intersection of transgranular and intergranular fracture zones (the tensile direction is horizontal)

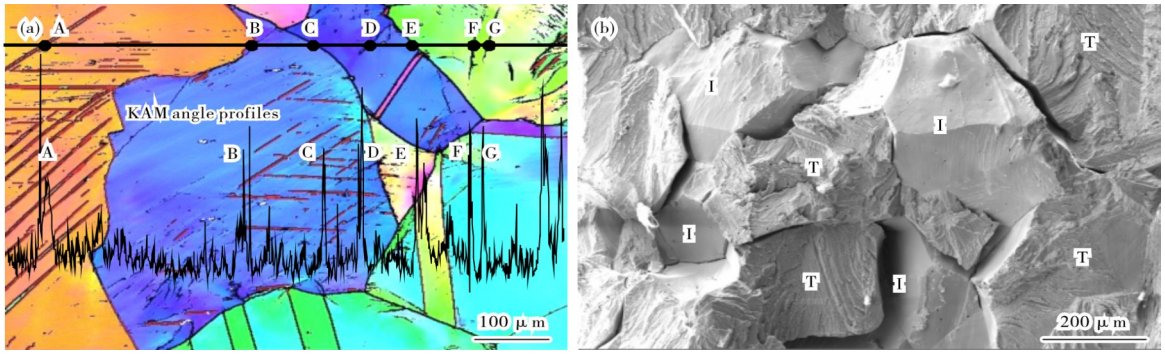


图5　热轧+固溶态Fe-1.4C-8Mn-2Al实验钢组织:(a) EBSD-IPF组织图,(b) 断口形貌

Fig. 5　Microstructure of hot-rolled + solution-treated Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel:(a) EBSD-IPF map, (b) fracture morphology

作用增强,同时相邻晶粒之间不同的应力/应变行为也随之产生,从而导致晶间不协调倾向出现。若变形继续进行,这些潜在的不协调性最终促进晶间裂纹的形成。

图6为增材制造实验钢的变形组织分析结果。图6(a)(b)分别为EBSD-IPF组织图和相应的KAM图。图6(b)中红线标记了Σ3孪晶界(60°±5°/<111>),表明变形组织中部分晶粒产生了机械孪晶。右上角插入图为虚线方框区域的放大像,可清晰地观察到孪晶片层结构。对该区域进行取向差分析,结果如图6(c)所示。可以看出A点KAM值较高,取向差接近5°,表明形成了小角度晶界。B、C和D点取向差均接近60°,符合Σ3孪晶界(60°/<111>)的取向差特征,证实了机械孪晶的生成。此外,实验钢原始组织中的奥氏体晶粒尺寸分布并不均匀,沿<100>方向生长的柱状晶明显粗化严重。这种不均匀的奥氏体晶粒尺寸导致塑性变形晶间不协调,相邻的粗大晶粒和细小晶粒之间的变形行为差异过大。变形容易集中在粗大晶粒中,导致局部应变过大,提前形成裂纹。

图6(b)为实验钢的断口形貌,可见实验钢整体上呈脆性断裂的特征。虚线方框内的组织放大如图6(c)所示。在图6(c)虚线标记处可见异常区域,与周围正常断裂面不同。这种不连续的断面可能是沿晶断裂的产物,也可能是实验钢制备过程中未熔化粉末或缩孔。这种不连续的断面解释了实验

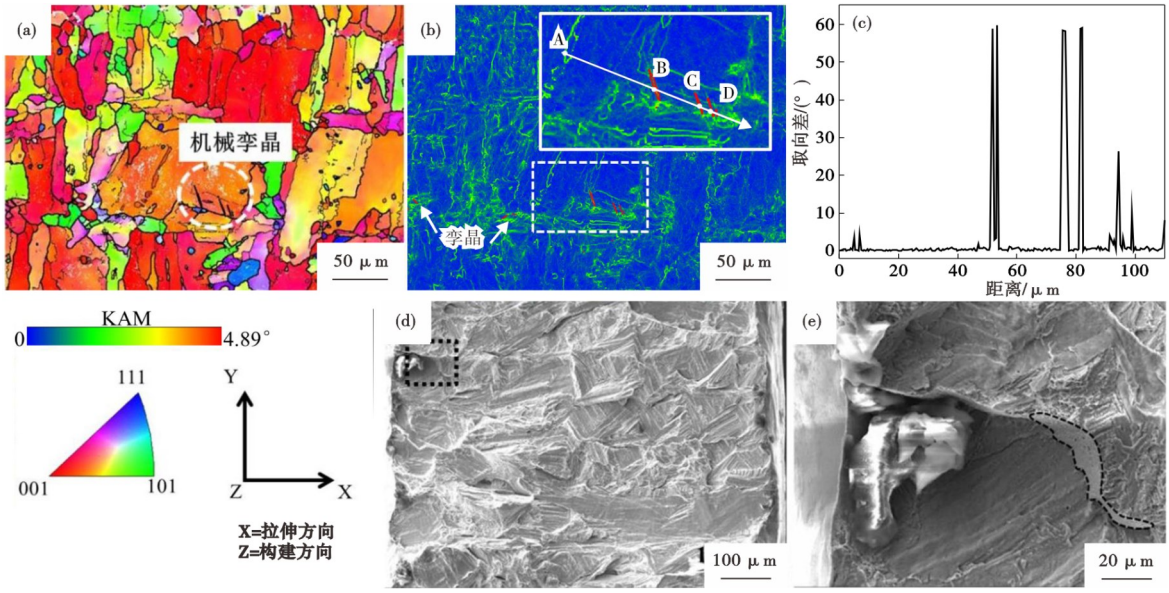


图6　增材制造Fe-1.4C-8Mn-2Al实验钢组织:(a) EBSD-IPF组织图,(b) KAM图,(c) 取向差分布曲线,(d) 断口形貌,(e) 图d中方框组织放大图

Fig. 6　Microstructure of additively manufactured Fe-1.4C-8Mn-2Al experimental steel: (a) EBSD-IPF map, (b) KAM map, (c) distribution curve of misorientation, (d) fracture morphology, (e) enlarged view of the boxed area in (d)

钢伸长率较低的原因。鉴于增材制造过程中预期的高冷却速率，实验钢中的奥氏体晶粒尺寸本应均匀。即使晶粒尺寸未达到预期的均匀状态，SLM 工艺制备的试样屈服强度仍可达到 687 MPa。

未来若要基于增材制造工艺实现高碳中锰奥氏体钢均匀超细晶组织的可控制备，还需要进一步系统地优化制备工艺参数。具体而言：1）抑制柱状晶择优生长，当前增材制造工艺中沿<100>晶向择优生长的柱状晶显著制约组织均匀性，需通过调控激光功率、扫描速度及扫描策略（如扫描旋转角）等关键参数，重构熔池温度梯度与凝固条件，促进等轴晶转变；或采用层间重熔或后续热处理等手段，实现柱状晶的有效破碎与晶粒细化。2）提升致密度并消除冶金缺陷，为获得全致密组织并规避未熔化粉末及缩孔等缺陷对塑性的不利影响，需优化激光功率密度与扫描间距，确保粉末完全熔化与充分铺展，减少未熔化粉末；同时优化扫描策略以抑制球化效应和飞溅，并通过控制层厚与舱口间距以获得合理的搭接率，从而有效减少缩孔缺陷的形成。3）实现组织与成分均匀化，对 SLM 成形件实施后续热处理，如退火处理[19]或热等静压处理[21]，以促进合金元素的均匀化分布，并进一步优化奥氏体晶粒尺寸的均匀性。

2.4 不同制备工艺的组织–性能关系对比

文献[12,17]表明，奥氏体 TWIP 钢具有优异的强塑性结合，然而本研究制备的三种实验钢的伸长率较差，均低于 20%。主要原因可以归纳如下：

对于铸造+固溶态实验钢，因固溶前无变形储能，奥氏体晶粒在高温下（1 150 ℃）发生严重长大，晶粒粗化至约 1 mm。而热轧+固溶态实验钢因热轧阶段引入了形变储能，在后续 1 150 ℃固溶过程中发生了再结晶，使晶粒细化至约 370 μm。热轧+固溶态实验钢的屈服强度（447 MPa）相比铸造+固溶态实验钢（371 MPa）显著提高，这主要归因于热轧诱导再结晶产生的 Hall-Petch 强化效应。但是两者的晶粒仍处于粗大尺度，导致沿晶断裂未能消除，伸长率均处于较低水平，分别仅为 15% 和 20%。大量研究[32-34]表明，增大奥氏体晶粒尺寸（数十微米范围内）可以通过增强 TWIP 效应提高伸长率，但是降低强度。因此，单独地追求伸长率而忽视强度显然不具备工程意义。另一方面，过于粗大的晶粒尺寸导致晶界总面积降低，容易产生应力集中，并且加剧相邻晶粒间的塑性变形不协调，引发沿晶断裂，使伸长率急剧下降。

对于 SLM 制备的实验钢，晶粒细化强化的程度最高，使其屈服强度高达 687 MPa，相较于铸造+固溶态和热轧+固溶态实验钢分别提高了 85% 和 54%。尽管其奥氏体晶粒尺寸进一步细化，但是伸长率低至 14%。由于实验钢中 30 μm 等轴晶与粗大柱状晶共存，组织的不均匀性显著。粗大晶粒由于强度低且变形阻力小，容易承受更多应变。而细小晶粒强度高但变形能力有限，应变分配较少。这种应变分配不均的现象容易引起提前断裂。热轧+固溶态实验钢中的晶粒虽然较粗大，但晶粒均匀性较好，伸长率略高于 SLM 态。此外，制备缺陷（未熔化粉末和缩孔）容易成为裂纹萌生的优先位置，也会提前引发断裂。这两种原因都主要源于 SLM 工艺参数尚未优化到位，最终导致 SLM 实验钢的伸长率偏低。因此，提高 SLM 实验钢的组织均匀性和致密度是决定其伸长率的关键因素。

另一方面，w[C]为 1.4%（高 C）也是引起实验钢伸长率较低的原因之一。提高 C 含量虽然可以促进 TWIP 效应[35]，但过高的碳含量可能诱导形变孪晶过早和过快激活，导致过早断裂。

3 结论

通过真空感应熔炼制备了 Fe-1.4C-8Mn-2Al 高碳中锰奥氏体 TWIP 钢，系统研究了铸造+固溶态、热轧+固溶态及 SLM 增材制造工艺对实验钢微观组织、力学性能和断裂机制的影响，主要结论如下：

1）铸造+固溶态实验钢中 2%w[Al]有效抑制了渗碳体析出，但高碳导致奥氏体晶粒粗化至约 1 mm，屈服强度仅 371 MPa，伸长率约 15%。应力突降与沿晶断裂表明粗大晶粒引发晶界应力集中，使裂纹提前萌生。

2）热轧+固溶后奥氏体晶粒细化至 370 μm，屈服强度提高至 447 MPa，伸长率提升至 20%，Hall-Petch 效应显著。但晶粒仍粗大，沿晶断裂持续限制塑性。

3）SLM 实验钢屈服强度明显提高至 687 MPa，但伸长率仅 14%。强度提升源于细晶强化，塑性不足归因于晶粒不均匀及未熔化粉末/缩孔等缺陷。

4）三种状态均观察到 TWIP 效应，但沿晶断裂削弱了其增塑贡献。未来需进一步优化 SLM 工艺参数，一方面抑制晶体沿<100>方向的择优生长以获得均匀超细晶组织，另一方面消除未熔化粉末和缩孔等缺陷。此外，还可以通过后续热处理优化成

分分布和组织均匀性,从而实现高碳中锰奥氏体钢高强度与良好塑性的优异匹配。

参考文献

[1] 李冬冬, 钱立和, 刘　帅, 等. Mn含量对Fe-Mn-C孪生诱发塑性钢拉伸变形行为的影响[J]. 金属学报, 2018, 54(12): 1777-1784.

[2] 严则会, 徐　彬, 孙俊杰. 铁路辙叉用V+N微合金化高锰钢的设计及其强韧化机制[J]. 热加工工艺, 2025, 54(16): 112-118+123.

[3] 齐祥羽, 严　玲, 王长顺, 等. LNG储罐用高锰钢中厚板生产技术开发[J]. 轧钢, 2023, 40(2): 24-29+63.

[4] 曲　璇, 赵　阳, 习小慧, 等. 一种低碳含钒超高强高锰TRIP钢组织性能的研究[J]. 轧钢, 2021, 38(6): 19-24.

[5] 陈晓满, 王玉辉, 王天生. 影响高锰钢力学性能因素的研究综述[J]. 热加工工艺, 2022, 51(4): 1-7.

[6] 张福成, 陈　晨, 刘　帅, 等. 高锰钢研究进展:成分、组织和性能调控[J]. 钢铁, 2024, 59(3): 1-18+78.

[7] Feng X C, Liu X Y, Bai S X, et al. Mechanical properties and deformation behaviour of TWIP steel at different strain rates[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 879: 145182.

[8] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels[J]. Acta Materialia, 2018, 142: 283-362.

[9] 王　豆, 李天颖, 袁晓云, 等. 高锰TWIP钢的力学性能及高温氧化行为[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(5) 122-129.

[10] 赵燕青, 石　帅, 高云哲, 等. Mn含量对高锰耐磨钢组织与冲击韧性的影响[J]. 宽厚板, 2022, 28(5): 1-3.

[11] 陈　欢, 孙新军, 王小江. 晶粒尺寸与应变量对高锰奥氏体钢加工硬化行为的影响[J]. 金属热处理, 2018, 43(11): 31-37.

[12] De Cooman B C, Kwon O, Chin K G. State-of-the-knowledge on TWIP steel[J]. Materials Science and Technology, 2012, 28(5): 513-527.

[13] 李　民, 刘洪波, 车晓锐, 等. 稀土对中锰耐磨钢高温热塑性的影响[J]. 特殊钢, 2026, 47(3): 22-29.

[14] 宋生强, 刘东明, 王金龙, 等. 高锰高铝钢纯净度控制关键技术研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(8): 657-669.

[15] 朱庆童, 定　巍, 李　岩. 精炼渣碱度和Al_2O_3含量对中高锰钢精炼的影响[J]. 钢铁研究学报, 2025, 37(10): 1310-1321.

[16] 田润雨, 宋秉钧, 彭中源, 等. 薄板坯结晶器内中锰钢流动与凝固行为数值模拟[J]. 特殊钢, 2025, 46(1): 48-53.

[17] 齐加胜, 徐文权. 汽车用中锰钢的研究现状与展望[J]. 金属热处理, 2025, 50(3): 244-249.

[18] 王艳杰, 赵　琳, 彭　云, 等. 中锰汽车钢焊接热影响区组织与韧性[J]. 机械工程学报, 2022,58(24): 84-93.

[19] Pawlak A, Dziedzic R, Kasprowicz M, et al. Properties of medium-manganese steel processed by laser powder bed fusion: The effect of microstructure in as-built and intercritically annealed state on energy absorption during tensile and impact tests[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 870: 144859.

[20] Köksal B, He D, Hübner L, et al. The influence of laser scanning speed on microstructural heterogeneities and phase transformations in additively manufactured medium-manganese steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 36: 1064-1076.

[21] Mostafaei A, Zhao C, He Y N, et al. Defects and anomalies in powder bed fusion metal additive manufacturing[J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2022, 26(2): 100974.

[22] Luan G Q, Volkova O, Mola J. Tensile deformation behavior of medium manganese steels with high carbon concentrations and austenitic microstructures[J]. Metals, 2018, 8(11): 902.

[23] Luan G Q, Volkova O, Mola J. Design of fully austenitic medium manganese steels[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 373(1): 012002.

[24] Mola J, Luan G Q, Huang Q L, et al. Cementite evolution in medium manganese twinning-induced plasticity steels[J]. Materialia, 2018, 2: 138-147.

[25] Abdali A, Hossein Nedjad S, Hamed Zargari H, et al. Predictive tools for the cooling rate-dependent microstructure evolution of AISI 316 L stainless steel in additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29: 5530-5538.

[26] 张　磊, 吴泽启, 王存宇, 等. 奥氏体量及预应变量对0.1C-4.98Mn中锰钢力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(4): 71-74.

[27] Kang J H, Ingendahl T, Von Appen J, et al. Impact of short-range ordering on yield strength of high manganese austenitic steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 614: 122-128.

[28] 张　琪, 沈逸平, 陈光辉, 等. 固溶温度对Fe-30Mn-8Al-0.8C低密度钢组织及力学性能的影响[J]. 钢铁, 2024, 59(2): 129-138.

[29] 陈光辉, 张致烽, 丁盛阳, 等. 轻量化元素Al对经济不锈钢组织演变和机械性能的影响[J]. 武汉科技大学学报, 2025, 48(3): 161-167.

[30] Hirth J P. The influence of grain boundaries on mechanical properties[J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3(12): 3047-3067.

[31] Zhang Q, Chen G H, Xue Z L, et al. Correlation between grain size, mechanical properties and deformed microstructure of Fe-20Mn-6Al-0.6C-0.15Si low-density steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2025, 32(1): 282-292.

[32] Dini G, Najafizadeh A, Ueji R, et al. Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size[J]. Materials & Design, 2010, 31(7): 3395-3402.

[33] de las Cuevas F, Reis M, Ferraiuolo A, et al. Hall-petch relationship of a TWIP steel[J]. Key Engineering Materials, 2009, 423: 147-152.

[34] Sun G S, Zhao M M, Du L X, et al. Significant effects of grain size on mechanical response characteristics and deformation mechanisms of metastable austenitic stainless steel[J]. Materials Characterization, 2022, 184: 111674.

[35] Yuan K Q, Jiang Y, Liu S C, et al. Effect of carbon upon mechanical properties and deformation mechanisms of TWIP and TRIP-assisted high entropy alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 857: 144126.