

# Fe—22Mn—0.7C TWIP 钢的热塑性与断裂机制

兰 鹏<sup>1,2)✉</sup>, 唐海燕<sup>1,2)</sup>, 纪 元<sup>1,2)</sup>, 杜辰伟<sup>1,2)</sup>, 张家泉<sup>1,2)</sup>

1) 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学钢铁冶金新技术国家重点实验室, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: lanpeng@ustb.edu.cn

**摘要** 基于 Gleeble-4500 热力模拟试验机测定了 Fe—22Mn—0.7C TWIP 钢和 Q235 钢 700~1300 °C 范围内的静态拉伸行为。采用光学显微镜、扫描电子显微镜、能谱仪、电子探针微区分析等技术表征两钢种不同温度下的变形特征和断口形貌。通过分析基体化学成分、相体积分数、晶粒尺寸、凝固缺陷等因素探讨 TWIP 钢铸态热塑性的变化规律及其影响机制。研究结果表明, Fe—22Mn—0.7C TWIP 钢 700~1250 °C 范围内的铸态抗拉强度高于 Q235, 而其断面收缩率低于 40%, 且断口均以沿枝晶间断裂方式为主。晶粒细化和控制溶质显微偏析有利于提高 TWIP 钢热塑性, 与基体均质性改善有关。此外, 增加应变速率 TWIP 钢拉伸强度和断面收缩率同时增大。

**关键词** 锰钢; 热塑性; 断裂机制; 裂纹; 连铸

**分类号** TG142.7

## Hot ductility and fracture mechanism of Fe—22Mn—0.7C TWIP steel

LAN Peng<sup>1,2)✉</sup>, TANG Hai-yan<sup>1,2)</sup>, JI Yuan<sup>1,2)</sup>, DU Chen-we<sup>1,2)</sup>, ZHANG Jia-quan<sup>1,2)</sup>

1) School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: lanpeng@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** The static tensile behaviors of Fe—22Mn—0.7C TWIP steel and Q235 steel between 700 °C and 1300 °C were investigated by Gleeble-4500 thermo-mechanical simulator. The microstructure characteristic and fracture morphology were observed by optical microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive spectrometry and electron probe micro-analysis. The hot ductility and influenced mechanism were revealed based on the discussion of chemical composition, matrix phase volume fraction, grain size and solidification defects. It is found that the TWIP steel has a reduction in area lower than 40% in the temperature range of 700 °C to 1250 °C, but its tensile strength is higher than that of Q235 steel. Fractographic results manifest intergranular fracture for the TWIP steel. Grain refinement and microsegregation descending in the TWIP steel are beneficial to increasing the hot ductility due to the improvement of matrix homogeneity. Besides, the tensile strength and reduction in area of the TWIP steel increase with increasing strain rate.

**KEY WORDS** manganese steel; hot ductility; fracture mechanisms; cracks; continuous casting

高锰 TWIP 钢卓越的能量吸收性能使其成为汽车轻量化领域的研究焦点。然而, TWIP 钢的超高合金化也为其冶炼、浇铸控制工艺带来巨大挑战。陈建斌等<sup>[1]</sup>建立 Fe—Mn—C 系 TWIP 钢熔炼过程的热/动力学模型, 且其预测值与实验值比较接近, 是已报道文献中

较早开展 TWIP 钢渣—金反应行为的基础研究之一。刘建华等<sup>[2]</sup>基于工业实验结果提出精炼前期脱碳保锰与后期金属锰合金化相结合的成分控制策略, 成功指导某厂建立 Fe—25Mn—3Si—3Al TWIP 钢的合金化路线。同时, Gigacher 等<sup>[3]</sup>、兰鹏<sup>[4]</sup>、Yang 等<sup>[5]</sup>实验分析

高锰钢的凝固特性及其铸坯质量问题,为改善和优化TWIP钢浇铸控制工艺提供可靠依据。已有研究表明<sup>[3-7]</sup>,中、高锰钢连铸生产时极易发生角部和内部裂纹,严重降低板材加工和使用性能甚至导致产品报废。TWIP钢浇铸、加工缺陷与其高温力学行为有关。Bleck等<sup>[8]</sup>、Kang等<sup>[9]</sup>、Salas-Reyes等<sup>[10]</sup>和Lan等<sup>[11]</sup>实验中测定TWIP钢的铸态热塑性比较差,其700~1200℃范围内的断面收缩率约为40%。然而,根据Yang等<sup>[5]</sup>、Hamada和Karjalainen<sup>[12]</sup>对TWIP钢试样的热拉伸试验分析,其700~1300℃范围内断面收缩率高于40%,且最高可达87%。尽管以上实验中钢种成分和基体晶粒度不同,但文献中揭示的高锰TWIP钢热塑性与常见钢种的差异及其与连铸裂纹倾向的关系

仍不明确。

本研究通过对比Fe-22Mn-0.7C TWIP和Q235钢铸态试样热拉伸试验结果分析高锰、高碳合金化对基体高温变形行为的影响,揭示700~1300℃之间两钢种铸态热塑性的差异与变化规律,讨论TWIP钢均质性和晶粒度与其静态拉伸时断面收缩率的关系,为进一步建立和完善高锰TWIP钢工业路线及其质量控制策略提供理论指导和实验参考。

## 1 试样与实验方案

采用25kg中频真空感应炉在氩气气氛下分别冶炼Fe-22Mn-0.7C TWIP钢和Q235钢,两钢种实测成分如表1所示。

表1 高温拉伸试样的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of specimens for high temperature tensile test

试样	设计成分	C	Mn	Si	P	S	Al	O	N	Fe
TWIP	Fe-22Mn-0.7C	0.73	22.03	0.17	0.0056	0.0060	<0.005	$1.5 \times 10^{-4}$	$6 \times 10^{-4}$	余量
Q235	Fe-0.7Mn-0.1C	0.15	0.71							余量

值得注意的是,试样中O和N的质量分数分别为 $15 \times 10^{-6}$ 和 $60 \times 10^{-6}$ ,处于普碳钢工业生产中的正常控制水平。为了避免夹杂物和宏观偏析恶化性能,并考虑到连铸过程中裂纹容易在枝晶间产生,根据已完成的低倍酸洗实验,在各铸锭的柱状晶区取

样,其尺寸为 $\phi 10\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 。采用Gleeble-1500热力模拟试验机测试两钢种的铸态高温拉伸性能,具体实验方案如图1所示。当测试温度 $T_i$ 不高于1200℃时采用(a)拉伸方案,高于1200℃时采用(b)拉伸方案。

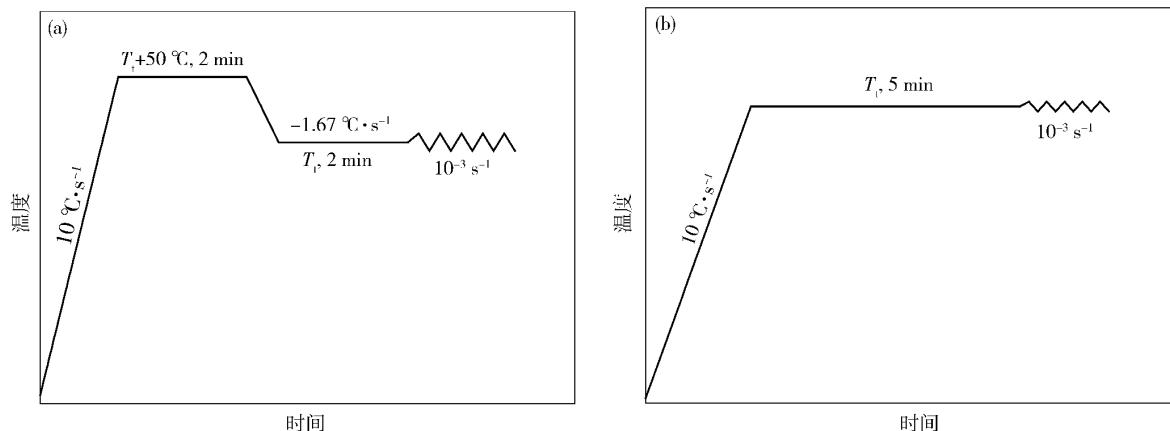


图1 高温拉伸试验方案。(a)  $\leq 1200\text{ }^\circ\text{C}$ ; (b)  $> 1200\text{ }^\circ\text{C}$

Fig. 1 Schemes of high temperature tensile test: (a)  $\leq 1200\text{ }^\circ\text{C}$ ; (b)  $> 1200\text{ }^\circ\text{C}$

选取精度为0.02mm的游标卡尺测量试样三个方向的断面直径(相邻方向夹角约为120°),最终数据为三次测量结果的平均值。采用扫描电子显微镜、能谱仪和光学显微镜观察试样断口形貌及基体变形特征,基于电子探针微区分析技术表征高锰TWIP钢试样的溶质显微分布,结合JmatPro 7.0软件对不同钢种相组分的预测结果,揭示Fe-Mn-C系TWIP钢高温力学行为及热塑性影响机制。

## 2 实验结果及分析

### 2.1 TWIP钢高温拉伸行为与断裂特征

采用Gleeble-1500热力模拟试验机测定各试样700~1300℃范围内(温度间隔50℃)的真应力-应变曲线如图2所示。图中可见,各试样的流变应力均随温度升高而降低,而断裂应变温度升高非单调变化。在700~1000℃范围内,Fe-22Mn-0.7C TWIP钢试样的

加工硬化能力比 Q235 显著, 而 1000 °C 以上不同钢种的抗拉强度非常接近。钢的加工硬化特性是基体中位错增殖并缠结、塞积到晶界处进而阻碍进一步变形的宏观表现, 其与合金的晶格结构、变形温度、变形速率和变形程度均有关。对于 TWIP 钢来说, 孪生效应动态细化晶粒对加工硬化也有直接影响。然而, 根据兰鹏<sup>[4]</sup>对 Fe-Mn-C 系奥氏体钢的热力学分析, TWIP 钢 600 °C 以上形变时由于层错能过高而不发生孪生效应。Jung 等<sup>[13]</sup>、Asghari 等<sup>[14]</sup> 和 Koyama 等<sup>[15]</sup> 实验测定 TWIP 钢高温形变时的孪晶比例, 发现 500 °C 以上基体中孪晶密度接近于零。由此可见,

高温条件下 TWIP 钢形变强化机制与孪生行为基本无关。由于实验中试样的铸态结构、拉伸温度和应变速率基本相同, 在某一应变量下的加工硬化行为取决于各试样内部的晶格状态。TWIP 中合金元素含量较高, 其大量的间隙 C 原子和置换 Mn 原子引起显著的晶格畸变, 使位错与应力场相互作用进而提高加工硬化性能; 相比之下, Q235 钢中 Mn 和 C 的固溶强化效应并不显著。此外, 不同钢种在同一温度下拉伸时的总应变量也不尽相同。在 700 ~ 900 °C 之间 TWIP 钢与 Q235 的断裂应变比较接近, 而 900 °C 以上时 Q235 的断裂应变显著高于 TWIP 钢。

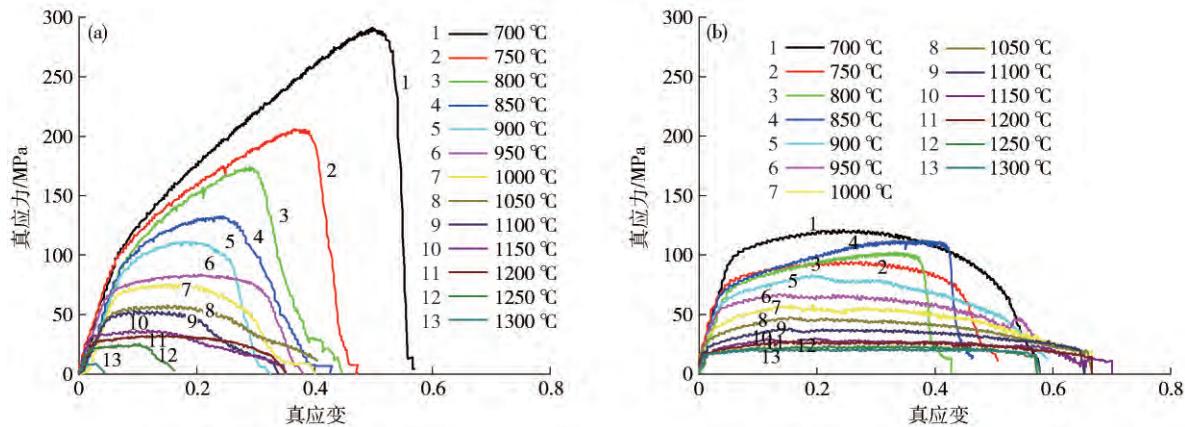


图 2 试样各温度的真应力-应变曲线. (a) TWIP 钢; (b) Q235 钢

Fig. 2 True stress-strain curves of specimens at different temperatures: (a) TWIP steel; (b) Q235 steel

从图 2 还可以看出, Q235 试样在 900 °C 以上各温度拉伸时真应力-应变曲线出现明显波动现象, 这是动态再结晶软化和加工硬化共同作用的结果。动态再结晶发生时基体中应力集中缓解且晶粒细化, 有利于提高材料塑性。对比发现, Q235 钢拉伸时开始发生显著动态再结晶的温度约为 900 °C, 而 TWIP 钢在各温度下均未观察到明显的动态再结晶行为。

图 3(a) 是基于工程应力-应变曲线得到的各试样

铸态抗拉强度随温度的变化规律。图中表明: 相同实验条件下某一温度 TWIP 钢的抗拉强度高于 Q235; 且 1100 °C 以下, 各测试温度 TWIP 钢的抗拉强度约为 Q235 的 1.5 ~ 2.0 倍。分析可知, Fe-22Mn-0.7C TWIP 基体中合金含量最高, 其加工硬化性能最好, 进而抗拉强度较大。图 3(b) 是 TWIP 钢和 Q235 钢断面收缩率结果。图中可见: 在 700 ~ 1300 °C 范围内, Q235 的热塑性较好, 各温度下的断面收缩率均在 40% 以上; 而

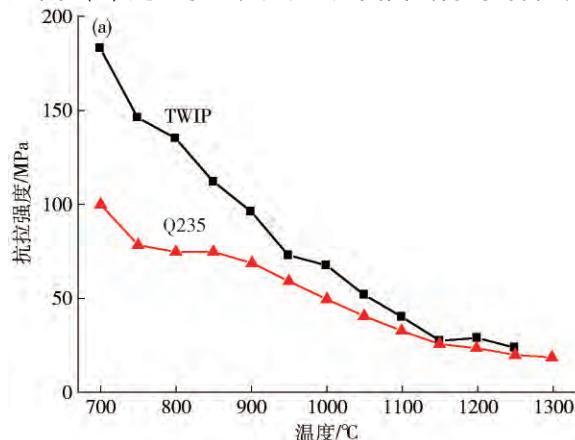
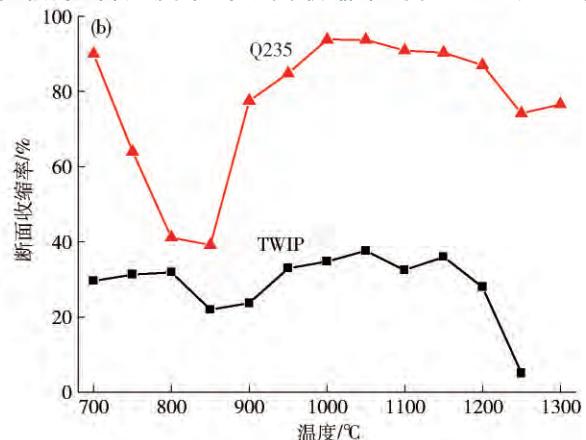


图 3 试样的热拉伸性能. (a) 抗拉强度; (b) 断面收缩率

Fig. 3 Thermal tensile performance of specimens: (a) tensile strength; (b) reduction in area



TWIP 钢断面收缩率整体较差, 其断面收缩率最高不超过 35%。由此可推断, 高锰 TWIP 钢连铸过程中具有比较显著的裂纹倾向, 这与已报道文献中 Mn14 铸坯易于形成角部和内部裂纹的特性是一致的<sup>[6-7]</sup>。

基于 JmatPro 7.0 计算 Q235 和 TWIP 钢的相体积分数如图 4 图所示。分析可知, 铸锭 Q235 试样的热塑性与常见低碳钢连铸坯实验结果无明显差异<sup>[16]</sup>, 其第三脆性区与低应变速率下铁素体优先在奥氏体晶界处形核并呈膜状析出弱化晶界有关, 与图 4 中相分率曲线完全对应。在 900~1200 °C 范围内 Q235 具有较高的断面收缩率, 其得益于基体发生的动态再结晶。图 5

是不同温度下 Q235 试样静态拉伸时的断口形貌。图中可见, 1000 °C 高温拉伸时试样断口韧窝细小而均匀, 颈缩明显, 断面收缩率高于 90%。观察发现, 该温度下基体热塑性与动态再结晶有关。图 2 中 1000 °C 时真应力-应变曲线的波动特征也证实了基体拉伸时发生的动态再结晶。Q235 钢 850 °C 拉伸时断面收缩率约为 40%, 为典型枝晶间断裂特征, 如图 5(c) 和(d) 所示。试样断口韧窝粗大、浅平, 且韧窝中存在比较多的球状颗粒物, 这是可能导致其脆性断裂的主要因素。与相同实验条件下的 Q235 钢相比, TWIP 钢各温度下的热塑性均较差。1200 °C 到熔点之间是 TWIP 钢的第

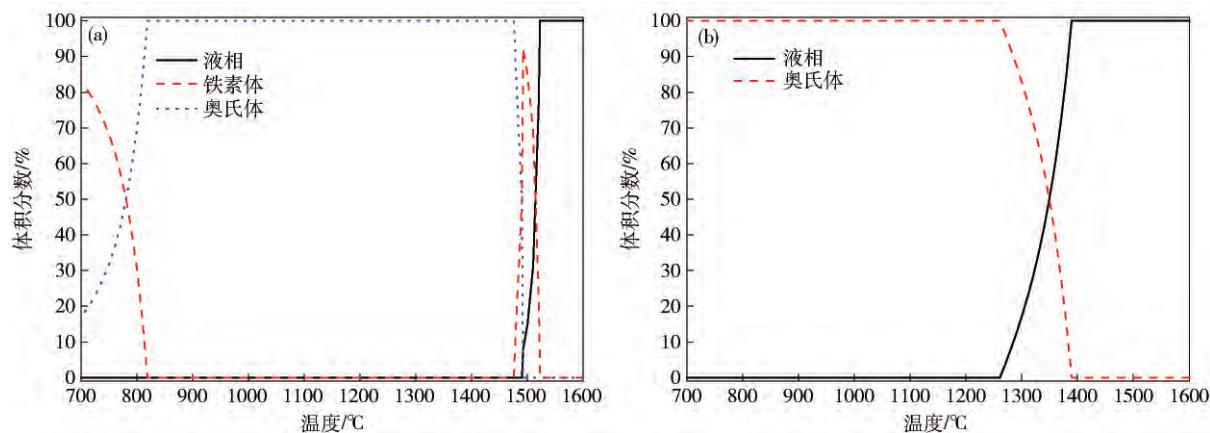


图 4 两钢种的相体积分数曲线. (a) Q235 钢; (b) TWIP 钢

Fig. 4 Phase volume fraction curves of the two steels: (a) Q235 steel; (b) TWIP steel

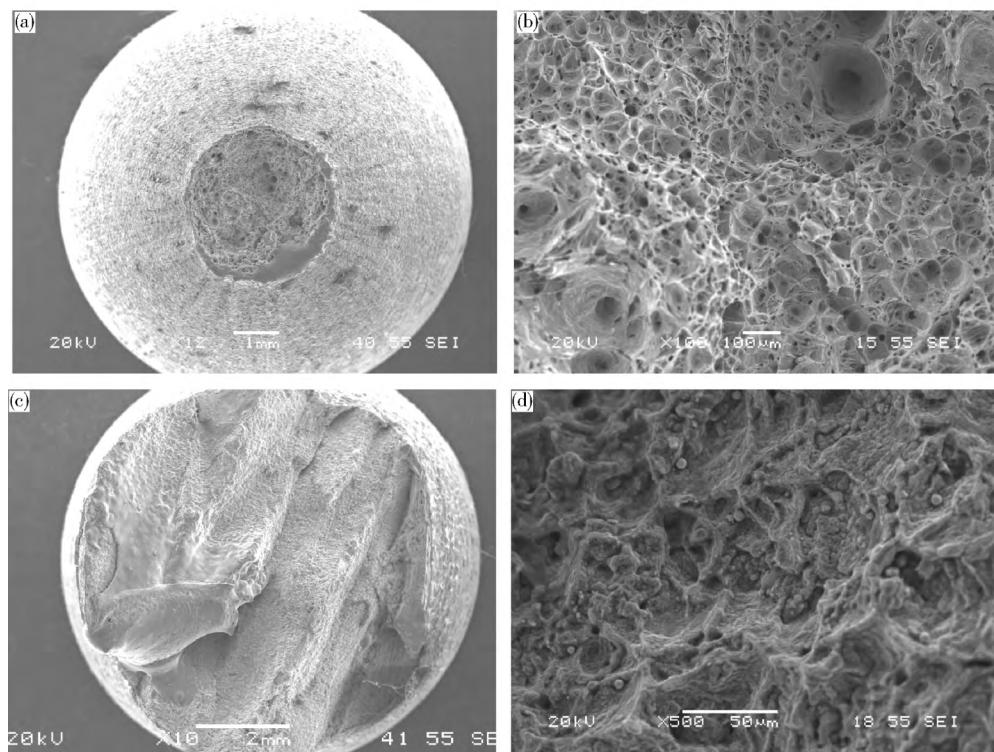


图 5 Q235 试样的断口形貌. (a, b) 1000 °C; (c, d) 850 °C

Fig. 5 Fracture morphologies of the Q235 specimen: (a, b) 1000 °C; (c, d) 850 °C

一脆性区,其断面收缩率下降与 Mn 和 C 的显微偏析及夹杂物在晶界的偏聚有关; 950~1200 °C 是 TWIP 钢第二脆性区,该范围内断面收缩率在 30%~35% 内波动。实验分析表明,高锰合金化推迟动态再结晶是该区间内热塑性较低的根本原因<sup>[8,17~19]</sup>,而枝晶间溶质元素偏聚引起的显微偏析和疏松是其形变连续性恶化的直接因素。

图 6 是 TWIP 钢铸态试样 1100 °C 拉伸时的断口形貌。从图中可以看出,该温度下断口表现为沿晶间脆性断裂,且存在明显的枝晶间滑移特征,塑性变形主要集中在断口颈缩区。尽管温度升高时晶界结合

力逐渐弱化,但高温时试样均温区内晶间偏聚溶质可以向晶内扩散,在一定程度上改善基体均质性和形变连续性,与 850 °C 和 900 °C 试样相比,其断面收缩率略有回升(图 3)。图 7 为试样 1150 °C 静态拉伸时断口及其附近基体的变形特征。图中可见,该温度拉伸时变形主要发生在断口区,裂纹多萌生于相邻枝晶与试样表面交汇处,且多沿一次枝晶边界向基体内部扩展。颈缩形成后 TWIP 钢基体中存在三向应力,对枝晶间偏析和疏松基体有一定的剪切作用,使该温度下断口表现出沿枝晶滑移的脆性断裂特征。

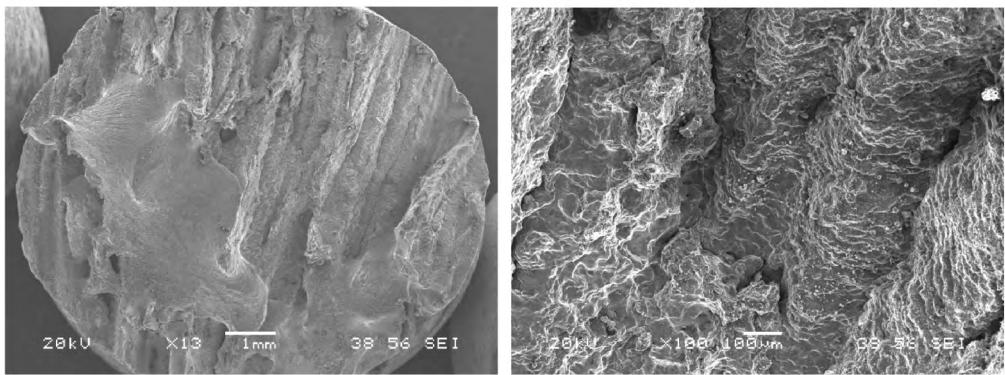


图 6 TWIP 钢 1100 °C 静态拉伸时的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphologies of statically-tested TWIP steel at 1100 °C

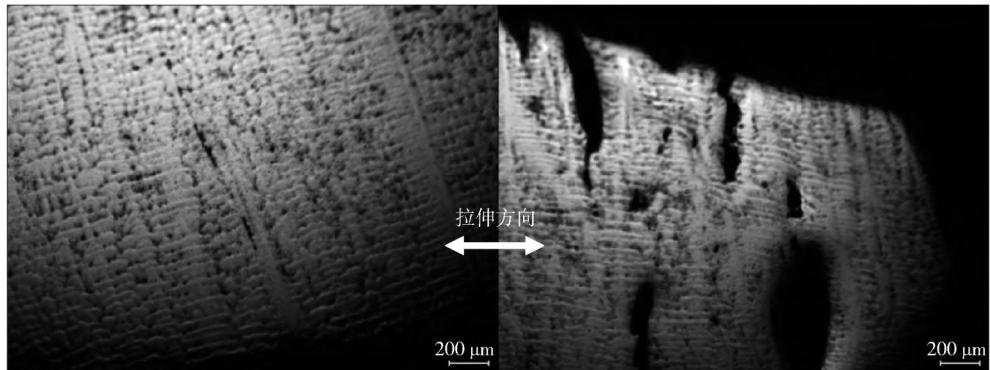


图 7 TWIP 钢 1150 °C 静态拉伸时基体变形特征。(a) 断口附近; (b) 断口处

Fig. 7 Deformation feature of the statically-tested TWIP steel at 1150 °C: (a) near fracture; (b) fracture

TWIP 钢第三脆性区位于 800~950 °C,该范围内断面收缩率低于 30%,最容易形成晶间裂纹。图 8 是 TWIP 钢 900 °C 静态拉伸时的断口形貌。图中可见,该温度拉伸时试样断口平齐且基本无颈缩,为典型晶间脆性断裂特征。根据高温力学理论,多晶材料晶界强度随温度升高而逐渐减小,基体断裂特征将由穿晶型转为沿晶型(形变时不考虑动态再结晶作用)。根据已有实验结果<sup>[4]</sup>,第三脆性区 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢晶间强度低于晶内,且该温度下溶质扩散能力有限,试样拉伸时基本无颈缩,沿晶断裂特

征明显;当拉伸温度低于 800 °C 时,TWIP 钢断口为沿晶和少量穿晶混合型断裂,断面收缩率高于 30%。图 9 为 TWIP 钢 850 °C 静态拉伸时断口及其附近基体的变形特征。图中可见:断口附近未发生明显颈缩,形变时基体主要受到单向拉应力作用;裂纹萌生于试样内部相邻枝晶交界面上,且沿着结合力弱的晶界向外扩展。观察发现,TWIP 钢试样断口及其附近区域的基体中均存在许多微裂纹,说明拉伸时均温区内变形分布比较均匀,试样断裂模式为单向应力状态下沿枝晶间脆性开裂。

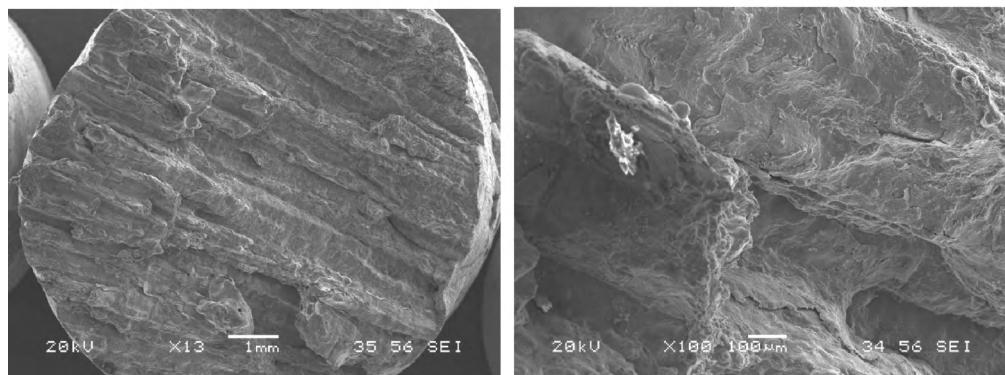


图 8 TWIP 钢 900 °C 静态拉伸时的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphology of the statically - tested TWIP steel at 900 °C

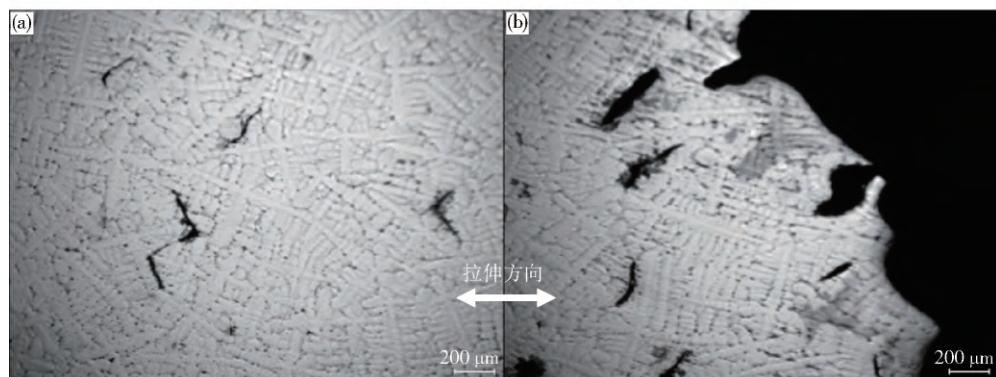


图 9 TWIP 钢 850 °C 静态拉伸时基体的变形特征. ( a ) 断口附近; ( b ) 断口处

Fig. 9 Deformation feature of the statically-tested TWIP steel at 850 °C: ( a ) near fracture; ( b ) fracture

## 2.2 TWIP 钢高温拉伸行为与晶粒尺寸及显微偏析

实验中难以通过改变浇注条件实现试样铸态晶粒度和均质性的控制,故采用热加工的方法对铸态 TWIP 钢试样进行组织细化和均匀化,进而根据试样锻造前后断面收缩率的变化分析基体晶粒尺寸和显微偏析对 TWIP 钢热塑性的影响。根据已有分析结果,TWIP 钢凝固晶粒尺寸约为 1~2 mm,而锻后试样晶粒尺寸约为 50~80 μm,如图 10 所示(铸态和锻态 TWIP 钢侵蚀对比度不强,已采用图片工具处理)。同时,热加工后

(锻态) 锰元素显微偏析比由铸态 0.8~1.3 下降至 0.9~1.1 范围内,如图 11 所示。

图 12 为不同 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢试样的抗拉强度和断面收缩率曲线。从图中可以看出,与铸态数据相比,锻后试样的强度和塑性均得到显著提高。对于 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢来说,基体均质性提高后 900 °C 以下的抗拉强度增大约 30%,而 900~1200 °C 之间的断面收缩率提高 2 倍以上,接近于 Hamada 的实测结果<sup>[12]</sup>。与铸态试样相比,热加工 TWIP 钢高温强

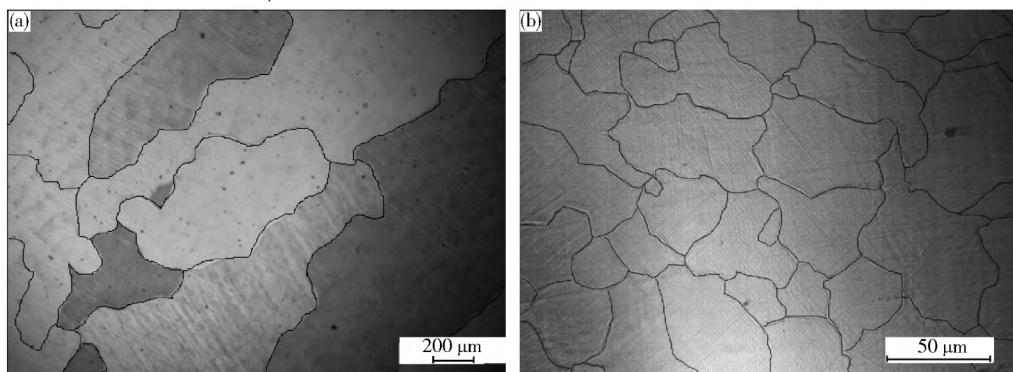


图 10 光学显微镜下 TWIP 晶粒形貌. ( a ) 铸态; ( b ) 锻态

Fig. 10 Grain morphology of the TWIP steel by optical microscopy: ( a ) as-cast; ( b ) as-forged

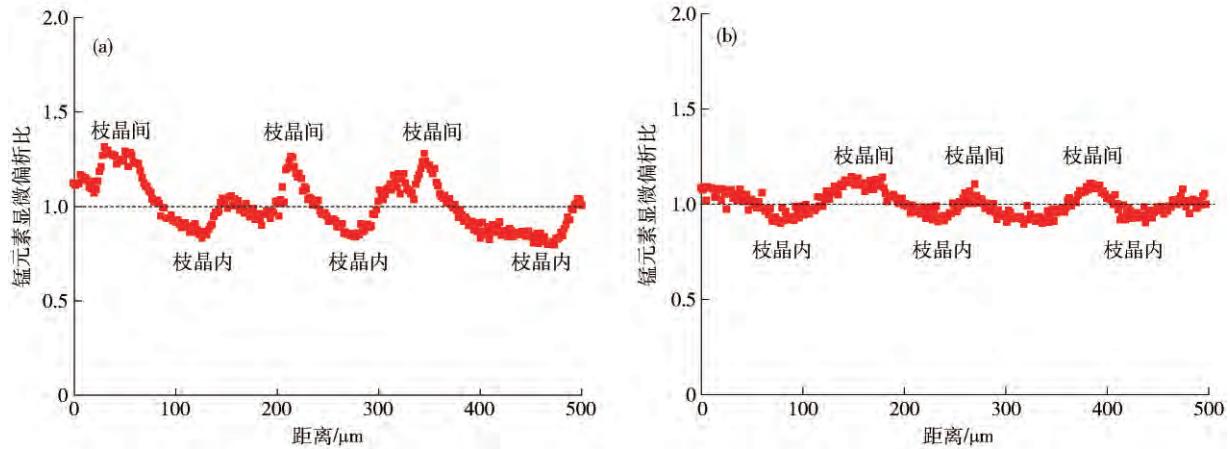


图 11 电子探针微区分析仪测定 TWIP 钢 Mn 的显微偏析. ( a ) 铸态; ( b ) 锻态

Fig. 11 Mn microsegregation in the TWIP steel by electron probe micro-analysis: ( a ) as-cast; ( b ) as-forged

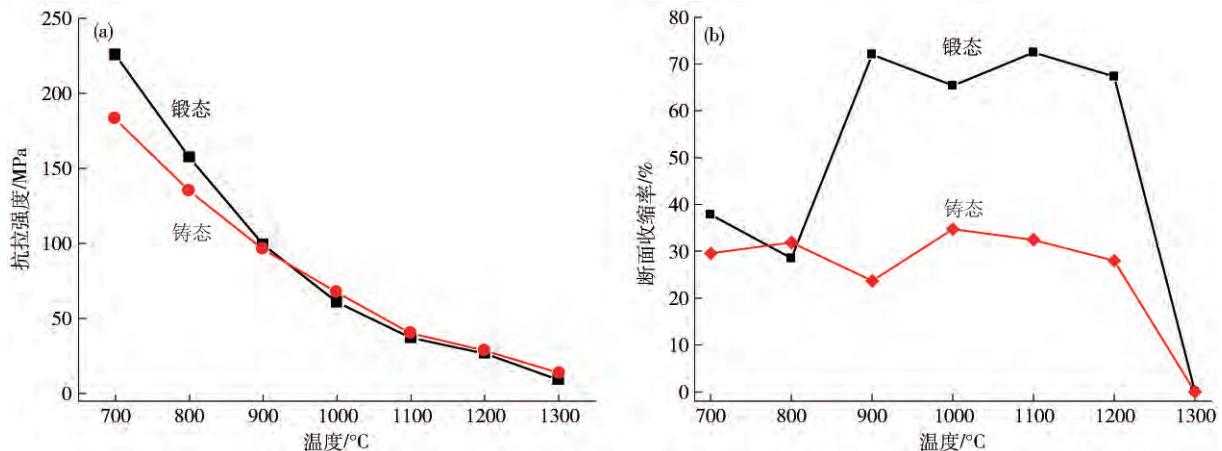


图 12 TWIP 钢拉伸性能. ( a ) 抗拉强度; ( b ) 断面收缩率

Fig. 12 Tensile performance of the TWIP steel: ( a ) tensile strength; ( b ) reduction in area

度和塑性的变化规律如下: (1) 抗拉强度随温度升高而减小, 1000 °C 以下尤为明显; (2) 1300 °C 时接近固相线温度, 其断面收缩率近似等于零; (3) 由于基体晶粒细化, 形变时动态再结晶需要的激活能减小, 其开始温度降低, 原铸态试样 900 °C 时脆性谷转变为高塑性区; (4) 锻后试样在 800 °C 时断面收缩率约为 30%, 其脆性断裂机制与该温度下晶界滑移有关。综上可见, 改善高锰钢基体均质性可显著提高其静态拉伸时的高塑性, 这对建立合理的 TWIP 钢连铸和热加工工艺具有重要参考价值。

此外, TWIP 钢纯净度对其铸态热塑性也具有直接影响。Yang 等<sup>[5]</sup>实测 Fe-17Mn-0.6C-2Al TWIP 钢铸态试样静态拉伸时的断面收缩率高于 40%, 认为 S 含量较低时 MnS 析出被显著抑制是 TWIP 钢基体热塑性改善的关键因素。根据 Kang 等<sup>[20]</sup>对 S 含量与 TWIP 钢铸态热塑性关系的实验研究结果, 当 S 质量分数由 0.023% 降低至 0.0032% 时, Fe-18Mn-0.6C-1.5Al 钢 1000 ~ 1100 °C 之间的断面收

缩率可由 20% 提高至 50%, 而对 1000 °C 以下的热塑性基本无影响。Bleck 等<sup>[8]</sup>测定 Fe-23Mn-0.6C 钢铸态热塑性实验中, 其试样 S 质量分数低于 0.0003%, 且 O 和 N 分别为  $9 \times 10^{-6}$  和  $84 \times 10^{-6}$ , 该 TWIP 钢 950 ~ 1300 °C 范围内的断面收缩率低于 40%。由此可知, TWIP 钢的 S 含量并不是影响其热塑性的决定性因素。进一步分析发现, Yang 等<sup>[5]</sup>实验中试样切取位置接近于柱状晶向等轴晶转变区, 而本研究与 Kang 等<sup>[20]</sup>和 Bleck 等<sup>[8]</sup>实验中试样均切取于柱状晶区, 这可能是导致 Yang 等<sup>[5]</sup>实测 TWIP 钢断面收缩率高于其余研究的主要原因。综合对比本研究与已报道文献中不同 S 含量高锰钢断面收缩率结果可知, 将 S 控制 0.005% 以下将有助于改善 TWIP 钢 1000 °C 以上的形变连续性, 进而降低其连铸和轧制过程开裂倾向。

### 2.3 TWIP 钢高温拉伸行为与应变速率

TWIP 钢高温力学行为与其拉伸速率有关。图 13 是不同应变速率下 TWIP 钢的拉伸强度和断面收缩率

曲线。从图中可以看出,随着应变速率增大,Fe-22Mn-0.7C TWIP钢950℃和1200℃拉伸时屈服强度、抗拉强度和断面收缩率同时增加,且与应变速率的对数呈线性关系。对比发现,增大应变速率对不同温度下热塑性(断面收缩率)的改善程度基本相当,但对拉伸强度的影响略有不同。应变速率从 $10^{-3}$ 增加至 $1\text{ s}^{-1}$ 时,TWIP钢950℃时抗拉强度的增大趋势比1200℃时更为显著。已有研究结果表明,应变速率对TWIP钢高温拉伸性能的影响与基体中的位错行为有关<sup>[11]</sup>。应变速率增加时,基体中位错运动速率增大,

派纳力增加,滑移的临界切应力增大,交滑移和多系滑移被显著抑制,进而产生附加强化。同时,高应变速率下位错塞积进程加快使回复作用难以完成,屈服强度和抗拉强度同时提高。对比各应变速率下TWIP钢的拉伸试验结果,其真应力-应变曲线均未呈现出波动特征,即各应变速率下形变时TWIP钢基体均未发生显著的再结晶软化,试样断面收缩率增加与动态再结晶无关。根据力学冶金理论和已有研究成果<sup>[21-22]</sup>,高应变速率变形时基体的晶界强度增大,避免沿晶脆性断裂,基体热塑性改善。

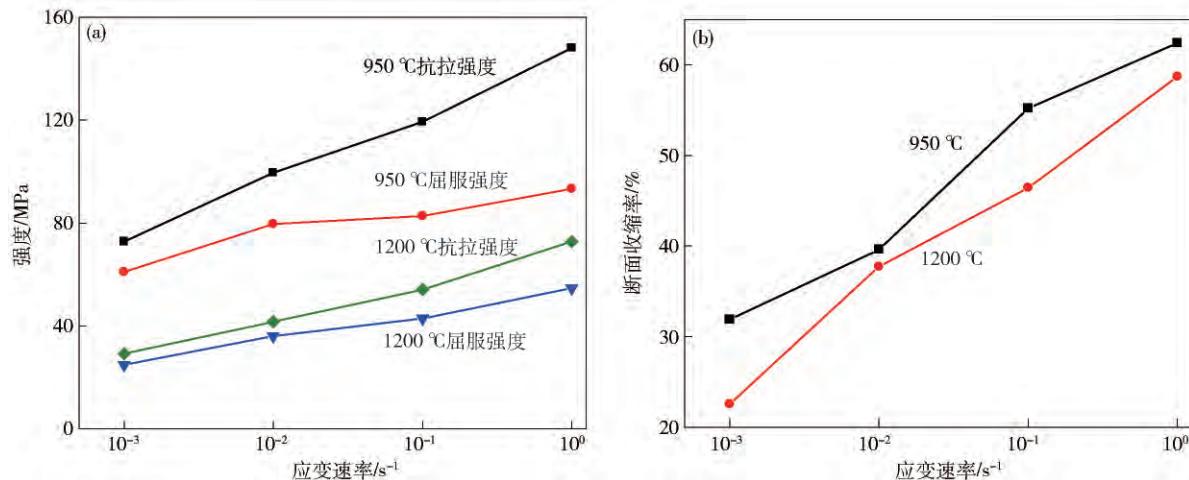


图13 不同应变速率下TWIP钢拉伸性能。(a) 强度;(b) 断面收缩率  
Fig. 13 Tensile performance of the TWIP steel at different strain rates: (a) strength; (b) reduction in area

拉伸应变速率为 $1\text{ s}^{-1}$ 时TWIP钢试样断口形貌如图14所示。图中可见,高应变速率拉伸时TWIP钢试样断口韧窝特征明显,与其断面收缩率测试结果是一致的。同时可以发现,韧窝中存在直径约为 $20\sim30\mu\text{m}$ 的颗粒物。能谱分析表明,该颗粒物主要为铝、铁、锰的氧化物,拉伸时容易成为韧性断裂的起源。

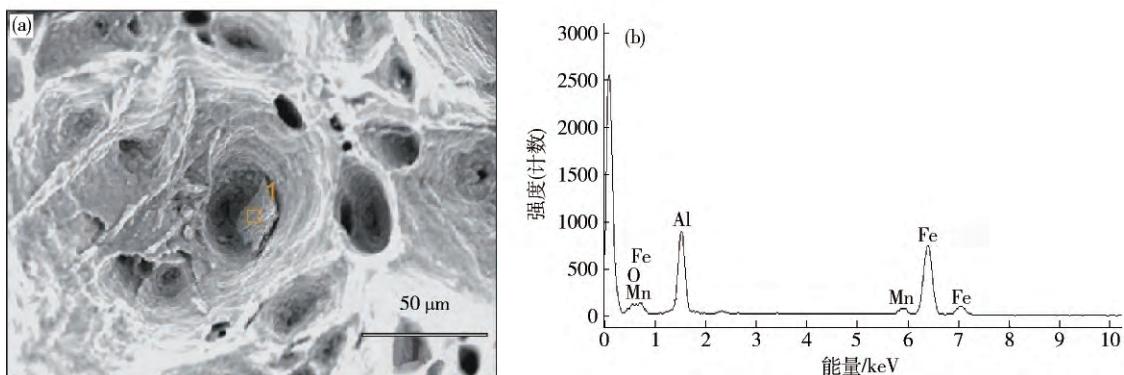


图14 高应变速率拉伸时TWIP钢的断口形貌(a)及夹杂物能谱(b)  
Fig. 14 Fracture morphology of TWIP steel at high strain rate (a) and EDS spectrum of an inclusion (b)

### 3 TWIP钢热塑性的影响机制

钢的铸态热塑性与其不同温度区间内的变形和断裂机制有关。当基体中硫和氧含量比较低时,大多钢种第二脆性区内的塑性可得到明显改善。然而,对于当前Fe-22Mn-0.7C TWIP钢来说,其700~1300℃范

围内的断面收缩率整体低于Q235,热塑性影响机制至今仍存在争议。Bleck等<sup>[8]</sup>比较早地开展了高锰钢铸态热塑性的实验研究,并对比应变速率为 $2\times10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 时Fe-23Mn-0.6C和Fe-16Mn-0.8C与Fe-9Mn-0.9C静态拉伸测试结果,发现前两钢种950~1300℃范围内的断面收缩率均低于35%,而后者1050~1200℃范

围内的断面收缩率高于 60%; Kang 等<sup>[9]</sup> 基于板坯温度变化特征制定 Fe-(18~22)Mn-0.6C-(0~1.5)Al TWIP 钢的热拉伸制度, 实验中应变速率为  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 其测定试样 TWIP 钢 700~1000 °C 范围内的断面收缩率整体低于 40%; Salas-Reyes 等<sup>[10]</sup> 等实验分析微合金化 Fe-22Mn-1.5Al-1.5Si-0.45C TWIP 钢 700~1100 °C 范围内的热塑性, 发现未合金化时试样断面收缩率低于 60%, Nb 合金化使 TWIP 钢热塑性恶化, 而 V 合金化后热塑性略有改善; Hamada 和 Karjalainen<sup>[12]</sup> 通过拉伸试验揭示应变速率为 1 s<sup>-1</sup> 时 Fe-22Mn-0.6C、Fe-18Mn-0.6C-0.02Nb 和 Fe-16Mn-0.3C-1.5Al TWIP 钢锻后试样 700~1300 °C 之间的热塑性, 三个钢种 1200 °C 以下的断面收缩率值整体高于 60% 且认为 Nb 合金化对 TWIP 钢热塑性基本无影响。本研究中基于单轴静态拉伸试验(应变速率为  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) 测定 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢铸态试样 700~1300 °C 范围内断面收缩率低于 40%, 远不及普碳钢 Q235。对比两钢种的热变形特征可知, 高锰高碳合金化和粗大凝固组织推迟动态再结晶是影响 TWIP 钢铸态热塑性的主要原因, 而显微偏析和疏松弱化晶界结合力是导致基体形变连续性降低的直接因素。

Cabanas 等<sup>[17]</sup> 实验测定不同成分 Fe-Mn 二元合金的扭转行为, 其变形温度为 950~1250 °C, 应变速率为  $0.1 \sim 2 \text{ s}^{-1}$ 。实验中发现, 随着锰含量的增加, 钢高温形变时的动态再结晶被显著推迟; Wray<sup>[18]</sup> 分析溶质元素及其含量对钢高温拉伸行为的影响, 其实验温度为 850~1300 °C, 应变速率为  $6 \times 10^{-6} \sim 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , 发现 Mn、Ni 和 Si 含量增加不仅推迟动态再结晶, 而且降低再结晶速率; Hamada 等<sup>[19]</sup> 在 900~1100 °C 下进行不同 Mn 含量合金钢的压缩试验, 应变速率为 0.005~5 s<sup>-1</sup>, 观察到相同条件下 Fe-25Mn-0.14C 钢的动态再结晶比 Fe-0.45Mn-0.1C 钢延后的多。Bleck 等<sup>[8]</sup> 开展不同 Mn 含量 Fe-Mn-C 试样的静态拉伸试验, 发现 Fe-23Mn-0.6C 和 Fe-16Mn-0.8C 在 950~1300 °C 范围内的热塑性远不及 Fe-9Mn-0.9C。大量研究结果表明, 随着钢中锰含量增加, 其高温形变时动态再结晶作用将被推迟, 铸态热塑性呈下降趋势。此外, 高碳合金化对动态再结晶也有一定的推迟作用。Han 等<sup>[23]</sup> 对比了 Fe-18Mn-0.6C 和 Fe-18Mn-0.6C-5Ni TWIP 钢 800~1350 °C 之间的拉伸行为, 指出高应变速率时基体高碳成分抑制动态再结晶进而恶化热塑性。本研究中 Q235 钢高温拉伸真应力-应变曲线表现出明显的动态再结晶软化和加工硬化的特征, 如图 2(a) 所示; 而 TWIP 钢试样在 900~1200 °C 之间拉伸时应力波动特征并不明显, 如图 2(b)。动态再结晶是改善金属/合金高温变形延展性的重要机制之一。本研究中 Fe-

22Mn-0.7C TWIP 钢静态拉伸时动态再结晶被抑制, 是其铸态热塑性整体偏低的主要影响因素。

对比本实验中铸态和锻态试样断面收缩率发现, 基体晶粒尺寸粗大和显微偏析是导致 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢热塑性降低的另一因素。已有研究表明<sup>[24~25]</sup>, 减小基体晶粒尺寸不仅直接降低动态再结晶的激活能, 而且同时提高基体的止裂性能。当基体中锰显微偏析比由 0.8~1.3 减小至 0.9~1.1 时, TWIP 钢 900~1200 °C 范围内的断面收缩率接近 70%。TWIP 钢凝固时, 由于选分结晶作用, 锰和碳元素大量偏聚于枝晶间形成严重的显微偏析, 弱化了基体均质性。同时, 根据笔者对高碳钢凝固传输与收缩行为的模拟分析, 溶质偏析与疏松往往相伴而生<sup>[26]</sup>。TWIP 钢的显微疏松为裂纹形成和扩展提供有利条件, 大大降低基体的形变连续性<sup>[27~28]</sup>, 拉伸时容易形成沿晶脆性断裂。相比之下, 热加工 TWIP 钢基体的成分和组织更为均匀, 晶界强度增大, 热塑性显著提高。

Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢高温拉伸强度和塑性与应变速率密切相关。950 °C 和 1200 °C 拉伸时, TWIP 钢的屈服强度、抗拉强度和断面收缩率均随应变速率的增加而增大, 与低碳钢第三脆性区热塑性随应变速率增大而改善的规律是一致的。然而, 测试温度下 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢基体中未发生固态相变和第二相析出<sup>[11~26]</sup>, 其断面收缩率增大可能与高应变速率时的晶界强化有关。断口分析表明, TWIP 钢中铝、铁和锰的氧化物对高应变速率时的韧性断裂具有不利影响。

## 4 结论

(1) Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢在 700~1250 °C 范围内的铸态抗拉强度高于 Q235 钢, 与高锰高碳合金化引起的固溶强化效应有关。TWIP 钢铸态试样断面收缩率整体低于 40%, 高锰高碳合金化和粗大晶粒推迟动态再结晶是其热塑性较差的主要原因, 而显微偏析和疏松是导致基体形变连续性下降的直接因素。

(2) Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢在 700~1250 °C 之间静态拉伸时试样断口均以沿枝晶间断裂为主; 800~950 °C 之间基体变形分布比较均匀, 试样为单向应力下的沿晶开裂; 950~1200 °C 试样变形集中于颈缩区, 断口表现出沿枝晶切向滑移的脆性断裂特征。

(3) 晶粒细化和控制溶质显微偏析有利于提高 Fe-22Mn-0.7C TWIP 钢热塑性。基体晶粒尺寸为 50~80 μm 以及锰显微偏析比为 0.9~1.1 范围内时, TWIP 钢 900~1200 °C 之间的断面收缩率接近 70%, 约为铸态试样实测值的 2 倍。

(4) TWIP 钢铸态试样静态拉伸强度和热塑性与应变速率密切相关。950 °C 和 1200 °C 拉伸时 TWIP 钢

屈服强度、抗拉强度和断面收缩率随应变速率增加而增大。铝、铁、锰的氧化物对TWIP钢韧性断裂具有不利影响。

## 参 考 文 献

- [1] Chen J B ,Senk D ,Lob A. Mathematical model and application to high manganese TWIP steel smelting process // Proceeding of 17th National Metallurgical Reaction and Engineering Academic Meeting. Taiyuan ,2013: 829  
( 陈建斌 ,Senk D ,Lob A. 高锰 TWIP 钢熔炼过程数学模型其验证//第 17 届全国冶金反应工程学学术会议. 太原 ,2013: 829)
- [2] Liu J H ,Zhuang C L ,Li S Q ,et al. Technologies for low carbon FeMnSiAl TWIP steel smelting // Proceeding of 18th National Steelmaking Academic Meeting. Xi'an ,2014  
( 刘建华 ,庄昌凌 ,李世琪 ,等. 低碳 FeMnSiAl 系 TWIP 冶炼技术研究//第 18 届全国炼钢学术会议文. 西安 ,2014)
- [3] Gigacher G ,Pierer R ,Wiener J ,et al. Metallurgical aspects of casting high-manganese steel grades. *Adv Eng Mater* ,2006 ,8 ( 11 ) : 1096
- [4] Lan P. *Analysis of Solidification Characteristics and Structure Performance on TWIP Steels for Automotive* [ Dissertation ]. Beijing: University of Science and Technology Beijing ,2015  
( 兰鹏. 汽车用 TWIP 钢凝固特性与组织性能研究 [ 学位论文 ]. 北京: 北京科技大学 2015 )
- [5] Yang J ,Wang Y N ,Ruan X M ,et al. Effects of manganese content on solidification structures ,thermal properties ,and phase transformation characteristics in Fe-Mn-Al-C steels. *Metall Mater Trans B* ,2015 ,46( 3 ) : 1365
- [6] Fan Y ,Zhang H ,Wang M L ,et al. Cooling process of the third generation of automobile steel on the internal crack of continuous casting slabs. *Steelmaking* ,2014 ,30( 2 ) : 53  
( 范倚 ,张慧 ,王明林 ,等. 第 3 代汽车钢冷却工艺对连铸坯内部裂纹影响. 炼钢 ,2014 ,30( 2 ) : 53 )
- [7] Wang X ,Fang Y ,Zhang G C ,et al. Optimizing smelt and CC technology of the small billet of high manganese steel. *Continuous Cast* ,2014( 2 ) : 11  
( 王翔 ,方颖 ,张国成 ,等. 高锰钢小方坯冶炼连铸工艺优化. 连铸 ,2014( 2 ) : 11 )
- [8] Bleck W ,Phi-on K ,Heering C ,et al. Hot workability of as-cast high manganese-high carbon steels. *Steel Res Int* ,2007 ,78( 7 ) : 536
- [9] Kang S E ,Tuling A ,Banerjee J R ,et al. Hot ductility of TWIP steels. *Mater Sci Technol* ,2011 ,27( 1 ) : 95
- [10] Salas-Reyes A E ,Mejia I ,Bedolla-Jacuinde A ,et al. Hot ductility behavior of high-Mn austenitic Fe-22Mn-1.5Al-1.5Si-0.45C TWIP steels microalloyed with Ti and V. *Mater Sci Eng A* ,2014 ,611: 77
- [11] Lan P ,Song L ,Du C ,et al. Analysis of solidification microstructure and hot ductility of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel. *Mater Sci Technol* ,2014 ,30( 11 ) : 1297
- [12] Hamada A S ,Karjalainen L P. Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steels. *Mater Sci Eng A* ,2011 ,528( 3 ) : 1819
- [13] Jung J E ,Park J ,Kim J S ,et al. Temperature effect on twin formation kinetics and deformation behavior of Fe-18Mn-0.6C TWIP steel. *Met Mater Int* ,2014 ,20( 1 ) : 27
- [14] Asghari A ,Zarei-Hanzaki A ,Eskandari M. Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel. *Mater Sci Eng A* ,2013 ,579: 150
- [15] Koyama M ,Sawaguchi T ,Tsuzaki K. TWIP effect and plastic instability condition in an Fe-Mn-C austenitic steel. *ISIJ Int* ,2013 ,53( 2 ) : 323
- [16] Chen D F ,Gao X J ,Wang Q M ,et al. Research on high temperature mechanical property of Q235G slab. *Chin J Process Eng* ,2009 ,9( Suppl 1 ) : 210  
( 陈登福 ,高兴健 ,王启明 ,等. Q235G 钢连铸坯的高温力学性能分析. 过程工程学报 ,2009 ,9( 增刊 1 ) : 210 )
- [17] Cabanas N ,Penning J ,Akduz N ,et al. High-temperature deformation properties of austenitic Fe-Mn alloys. *Metall Mater Trans A* ,2006 ,37( 11 ) : 3305
- [18] Wray P J. Effect of composition and initial grain size on the dynamic recrystallization of austenite in plain carbon steels. *Metall Trans A* ,1984 ,15( 11 ) : 2009
- [19] Hamada A S ,Karjalainen L P ,Somani M C. The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels. *Mater Sci Eng A* ,2007 ,467( 1 ) : 114
- [20] Kang S E ,Banerjee J R ,Mintz B. Influence of S and AlN on hot ductility of high Al TWIP steels. *Mater Sci Technol* ,2012 ,28 ( 5 ) : 589
- [21] Dieter G ,Li T S ,et al. *Mechanical Metallurgy*. Beijing: Mechanical Industry Press ,1986  
( Dieter G ,李铁生 ,等. 力学冶金学. 北京: 机械工业出版社 ,1986 )
- [22] Wu Z Q ,Tang Z Y ,Li H Y ,et al. Effect of strain rate on microstructure evolution and mechanical behavior of a low C high Mn TRIP/TWIP steels. *Acta Metall Sin* ,2012 ,48( 5 ) : 593  
( 吴志强 ,唐正友 ,李华英 ,等. 应变速率对低 C 高 Mn TRIP/TWIP 钢组织演变和力学行为的影响. 金属学报 ,2012 ,48( 5 ) : 593 )
- [23] Han K ,Yoo J ,Lee B ,et al. Effect of Ni on the hot ductility and hot cracking susceptibility of high Mn austenite cast steel. *Mater Sci Eng A* ,2014 ,618: 295
- [24] Li L F ,Yang W Y ,Sun Z Q. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel. *Acta Metall Sin* ,2004 ,40( 2 ) : 141  
( 李龙飞 ,杨玉珂 ,孙祖庆. 原始晶粒尺寸对低碳钢中铁素体动态再结晶的影响. 金属学报 ,2004 ,40( 2 ) : 141 )
- [25] Crowther D N ,Mintz B. Influence of grain size and precipitation on hot ductility of microalloyed steels. *Mater Sci Technol* ,1986 ,2( 11 ) : 1099
- [26] Lan P ,Zhang J Q. Numerical analysis of macrosegregation and shrinkage porosity in large steel ingot. *Ironmaking Steelmaking* ,2014 ,41( 8 ) : 598
- [27] Lan P ,Tang H ,Zhang J. Hot ductility of high alloy Fe-Mn-C austenite TWIP steel. *Mater Sci Eng A* ,2016 ,660: 127
- [28] Lan P ,Zhang J Q. Thermophysical properties and solidification defects of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel. *Steel Res Int* ,2016 ,87( 2 ) : 250