

钛和钒对高锰钢高温热延性的影响

刘洪波¹⁾, 刘建华¹⁾✉, 丁浩¹⁾, 吴博威¹⁾, 张杰¹⁾, 苏晓峰^{1 2)}

1) 北京科技大学工程技术研究院, 北京 100083 2) 河北辛集澳森钢铁有限公司技术中心, 辛集 052360
✉通信作者 E-mail: liujianhua@metall.ustb.edu.cn

摘要 运用 Gleeble-3500 热力模拟试验机对 700 ~ 1200 °C 温度范围内高锰钢 Mn13 单独加入钛(质量分数 0.10%)、复合添加钛(质量分数 0.11%) 和钒(质量分数 0.20%) 后的高温热延性进行测试. 采用扫描电镜和 X 射线能谱分析仪对不同温度下拉伸断裂后试样的断口形貌以及断口处的析出粒子进行了分析. 温度-断面收缩率曲线表明在高锰钢中加入 0.10% 钛后, 其断面收缩率出现了一定程度的下降, 这表明钛的加入恶化了高锰钢的热延性; 在此基础上加入 0.20% 钒, 高锰钢的热延性出现了进一步的下降, 即钛和钒的复合加入严重恶化了高锰钢的热延性. 利用 Thermo-Calc 热力学计算软件对单独含钛以及复合含钛钒的高锰钢在 700 ~ 1600 °C 存在的平衡析出相进行了计算, 计算结果表明 Ti(C, N) 的平衡析出温度均约为 1499 °C, 远大于其液相线温度, 这说明 Ti(C, N) 在高锰钢的液相中就可以开始析出. 扫描电镜-能谱分析结果表明在奥氏体晶界以及三叉晶界处存在大量的 Ti(C, N) 和 (Ti, V)C 粒子, 这些粒子的出现抑制了动态再结晶的发生, 并且加速了晶界附近裂纹的扩展.

关键词 锰钢; 拉伸实验; 热延性; 钒; 钛; 动态再结晶

分类号 TG142.1⁺3

Influence of Ti and V on the hot ductility of high manganese austenitic steel

LIU Hong-bo¹⁾, LIU Jian-hua¹⁾✉, DING Hao¹⁾, WU Bo-wei¹⁾, ZHANG Jie¹⁾, SU Xiao-feng^{1 2)}

1) Institute of Engineering Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China
2) Technical Center, Aosen Steel Co. Ltd., Xinji 052360, China
✉ Corresponding author, E-mail: liujianhua@metall.ustb.edu.cn

ABSTRACT The influence of Ti (mass fraction 0.10%) and the joint additions of Ti (mass fraction 0.11%) and V (mass fraction 0.20%) on the hot ductility of as-cast high manganese austenitic steels were studied using a Gleeble-3500 thermo-mechanical simulator over a temperature range of 700 to 1200 °C. Fracture surfaces and particles precipitated at different testing temperatures were investigated via scanning electron microscopy (SEM) and X-ray energy dispersive spectrometry (EDS). The hot ductility curves as a function of temperature of high-Mn austenitic steels showed that Ti addition leads to loss of ductility in almost the entire testing temperature range. Moreover, the joint additions of Ti and V do not exhibit any improvement in the hot ductility, resulting in relatively poor hot ductility behavior. The phase diagrams of precipitates in Ti- and Ti-V-bearing high-Mn austenitic steels in the temperature range of 700 to 1600 °C were calculated via Thermo-Calc commercial software. The calculation results show that Ti(C, N) in Ti-bearing high-Mn steel precipitates at 1499 °C, which is much higher than its liquidus temperature. This illustrates that Ti(C, N) particles form in the liquid steel. SEM-EDS results show that Ti(C, N) and (Ti, V)C particles form along the austenitic grain boundaries and the triple junction. These particles retard the occurrence of dynamic recrystallization and accelerate the extension of cracks near the grain boundaries.

KEY WORDS manganese steels; tensile tests; hot ductility; vanadium; titanium; dynamic recrystallization

收稿日期: 2016-07-07

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51574022)

高锰钢(Mn13 钢) 兼具高韧性和优异的加工硬化特性, 这使其在冲击磨损的条件下能表现出优异的耐磨性能。高锰钢的典型成分为(质量分数) 1.0% ~ 1.4% C、10% ~ 14% Mn、0.3% ~ 0.6% Si 和余量 Fe^[1-2]。徐志明^[3] 报道称复合添加 0.10% Ti 和 0.41% V 至高锰钢中, 其生成的碳化物经弥散处理后使钒钛高锰钢的耐磨性得到显著提高。苏日嫻^[4] 对含不同 Ti 含量的高锰钢进行了磨损实验, 结果发现含有 0.106% Ti 的高锰钢的磨损量为 32.1 mg, 而未加钛的钢样磨损量在 60 mg 以上, 加入钛后的平均磨损量约减少了 50%。

然而, 对于含 Nb、Ti 和 V 微合金化钢, 在钢中会形成弥散的碳氮化物, 起到细化晶粒和沉淀强化的作用, 但同时也会使其脆性增加, 即钢的热延性会变差^[5-11], 从而对其铸造、连铸以及热变性加工过程的顺行产生影响。热延性实验能够比较理想地模拟连铸工艺, 可用于钢的高温力学性能研究, 也可以用于裂纹敏感性分析^[12]。而且, 热延性实验广泛应用于研究微合金化元素对钢材性能影响^[13-28]。本文使用热模拟试验机

Gleeble-3500 研究了未添加钛、单独添加钛(0.10%) 及复合添加钛(0.11%) 和钒(0.20%) 后的高锰钢在 700 ~ 1200 范围内的热延性, 并采用 Thermo-Calc 热力学计算软件计算了单独添加 Ti 和复合添加 Ti 和 V 高锰钢在 700 ~ 1600 °C 范围内的相变及析出相。并且现阶段, 关于微合金化元素对高碳钢, 特别是碳质量分数高于 0.35% 的钢的热延性影响的研究涉及的较少^[29], 本研究中高锰钢碳质量分数达到了 1.10%。希望通过对高锰高碳钢热延性的研究, 掌握其高温力学性能, 了解其在不同温度的下的断裂机理, 从而为高锰钢的铸造、连铸及热轧参数控制提供一定的理论参考。

1 试验材料和方法

1.1 试验材料

本文选取了未添加、单独添加钛及复合添加钛和钒后的高锰钢进行试验, 试验用高锰钢各元素的质量分数如表 1 所示。试验用钢在 50 kg 中频真空感应电炉中熔炼, 浇铸温度为 1500 °C, 出钢前 3 min 在钢中加入少量的 Al 块进行脱氧处理。

表 1 试验用高锰钢中各元素质量分数
Table 1 Composition of examined high-Mn steels

钢号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	V	N	O
M1	1.10	0.49	12.72	0.0054	0.0057	0.03	—	—	0.0090	0.0069
M2	1.19	0.45	12.29	0.0052	0.0059	0.05	0.10	—	0.0140	0.0073
M3	1.17	0.39	12.49	0.0051	0.0052	0.04	0.11	0.20	0.0110	0.0025

1.2 试验方法

采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行高温拉伸试验。拉伸试样取自高锰钢铸锭, 其尺寸为 $\phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$, 试样中部焊接上双铂铑型热电偶, 采集试样在试验过程中的温度, 工作室经过两次抽真空后, 通入流量为 $1 \text{ L} \cdot \text{min}^{-1}$ 的氩气进行保护。随后, 将试样以 $10 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速率加热到 $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 3 min, 消除试样组织内应力, 然后以 $3 \text{ }^\circ\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速率冷却至拉伸温度, 再次保温 3 min 后以 10^{-3} s^{-1} 的应变速率进行拉伸, 直至断裂。随即喷水冷却, 以保持试样在高温状态下的断口形貌和金相特点。拉伸实验后, 测定试样的断口直径变化, 计算出高锰钢的断面收缩率, 采用 Origin 软件处理拉伸机记录数据, 总结出高锰钢在不同试验温度下的真应力-应变曲线。高温拉伸试验温度制度, 如图 1 所示。

试验结束后, 选用精度为 0.02 mm 的游标卡尺测量试样断口的直径变化, 计算出不同测试温度下试样的断面收缩率。然后, 将断口纵剖后, 试样经研磨和抛光后, 用棉花蘸取体积分数为 7% 硝酸和 2% 饱和苦味酸的乙醇溶液在试样表面擦拭 2 min, 然后冲洗和吹

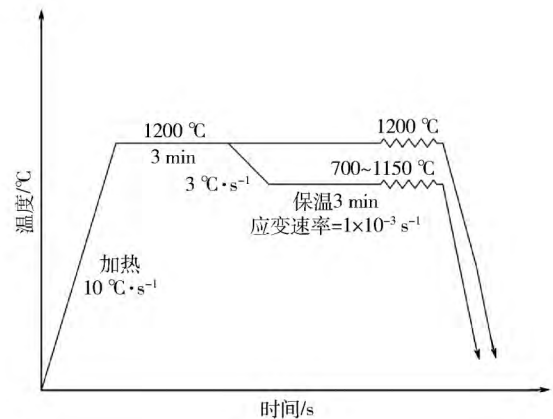


图 1 高温拉伸试验温度控制示意图

Fig. 1 Schemes of high-temperature tensile tests

干。最后, 在金相显微镜下观察断口处的晶粒的变形以及再结晶情况, 运用 Zeiss Ultra-55 型场发射扫描电镜观察试样断口附近的组织以及析出的一些颗粒。

2 试验结果与分析

2.1 热延性曲线

M1、M2 和 M3 高锰钢铸态试样的高温断面收缩率

与温度的关系如图 2 所示. 断面收缩率的大小直接反映了钢在高温变形过程中的韧性能力. 断面收缩率值越大, 说明试样的塑性变形能力越强, 产生裂纹的可能性也就越小. 在图 2 中可以看出, 高锰钢的断面收缩率(RA) 随温度的升高而显著升高, 而在相同的拉伸测试温度下, 随着钢中加入质量分数 0.10% 的钛, 高锰钢 M2 的断面收缩率几乎在整个测试温度范围内都显著降低. 在此基础上, 在钢中加入质量分数 0.20% 的钒, 高锰钢 M3 的断面收缩率进一步降低.

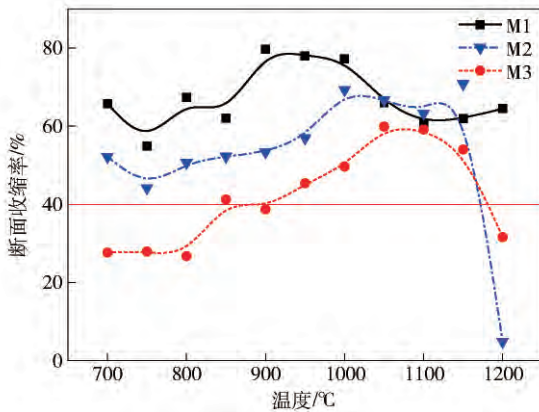


图 2 高锰钢试样的热延性曲线

Fig. 2 Hot ductility curves of high-Mn austenitic steels

Mintz^[5] 和 Wang 等^[30] 通过大量研究证实当断面收缩率小于 40% 时, 连铸坯的裂纹敏感性会显著增强. 在本研究中, 以 RA = 40% 作为判断高锰钢塑性能力的临界值. 对于未微合金化的 M1 高锰钢, 在 700 °C 下, 断面收缩为 66%. 随着温度的升高, 其断面收缩率逐渐上升, 在 900 °C 出现了最大值, 此时, 断面收缩率为 80%. 在 900 ~ 1000 °C 范围内, 断面收缩率变化不大. 当拉伸温度高于 1000 °C, 断面收缩率出现了一定程度的下降, 在 1200 °C 达到 64%.

另外, 含质量分数 0.10% 钛的 M2 高锰钢的断面收缩率在几乎整个的拉伸测试温度区间内都呈现了不同程度的降低. 钛的析出物, 主要为 Ti(C, N), 其可以在高温下稳定存在, 并且可以在轧制前的加热过程中阻止晶粒的长大^[31]. 一般情况下, 在钢材实际的生产过程中, 钛的加入有益于减少连铸过程中矫直阶段产生裂纹的可能性^[31]. 但是, 在常规的拉伸实验中温度制度一般是升高到某一峰值温度后, 然后以一恒定的速率降低到实验温度进行拉伸实验, 在这种情况下, 钛的加入一般会恶化钢材的热延性^[7].

Lee 等^[29] 对含有 0.11% 钒的中碳钢(碳质量分数为 0.52%) 在 600 ~ 1100 °C 温度范围进行了拉伸实验. 研究发现, 拉伸温度在 1000 °C 降低至 A_{e3} 的过程中, 中碳钢的断面收缩率是随着温度逐渐下降的. Thermo-Calc 软件计算的平衡析出相图表示 V(C, N) 相在 1000 °C 就

已经开始析出, V(C, N) 相的析出严重恶化了中碳钢的热延性. 对于含 0.11% 钛和 0.20% 钒的 M3 高锰钢来说, 相较于单独含 0.10% 钛的 M2 高锰钢, 其断面收缩率在 M2 钢的基础上进一步降低, 这表示 0.20% 钒的加入进一步恶化了高锰钢的热延性.

2.2 真应力-应变曲线

采用 Gleeble-3500 热力模拟试验机测定的各试样 700 ~ 1200 °C 范围内的真应力-应变曲线如图 3 所示. 由图可见, 高锰钢的力学性能具有明显的温度相关性. 添加钛和钒后的 M2 和 M3 高锰钢试样的最大抗拉强度显著高于 M1 高锰钢的测量结果, 而延伸率普遍较小. 在 700 °C 拉伸测试温度下, M1 的最大抗拉强度为 179 MPa, 而单独加入钛后, M2 最大抗拉强度增大到 291 MPa, M3 钢进一步增加到 351 MPa.

另一方面, 随着温度的升高, 原子的活动能力增强了, 各晶粒在拉伸的过程中开启了滑移系, 有利于拉伸的记性, 也造成了各晶粒的畸变, 为动态再结晶提供了有利条件. 而动态再结晶的发生, 可以使拉伸中的硬化得到部分消除. 表现在高锰钢中, 如图 2 所示, 高锰钢的流变应力随着温度的升高迅速下降, 而延伸率随温度升高非单调变化. Baradaran 等^[32] 通过对高锰钢 100 ~ 1000 °C 温度范围内的真应力-应变曲线的研究得知, 在曲线中应力值开始下降的区域内, 发生了动态再结晶试样的应力值通常会表现出较低速率的下降. 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, M1 高锰钢发生动态再结晶的温度为 800 °C, M2 高锰钢为 900 °C, 而 M3 高锰钢为 1000 °C.

2.3 高温抗拉强度

三种高锰钢拉伸试样的最大抗拉强度随温度的变化趋势如图 4 所示. 对于 M2 钢, 在 1200 °C 测试温度下, 其最大抗强度仅为 8.1 MPa; 随着温度的降低, M2 钢的抗拉强度逐渐上升, 在 700 °C 测试温度下达到峰值 291.3 MPa. 通过对比 M1、M2 和 M3 钢可知, 在 700 ~ 1000 °C 较低的测试温度范围内, 钛和钒的加入可以显著改善高锰钢的抗拉强度; 而在高温范围段 1050 ~ 1200 °C, 三种高锰钢的最大抗拉强度趋向一致. 这是因为钛和钒的加入可以固溶到高锰奥氏体钢中, 起到了固溶强化的作用^[33].

2.4 拉伸断口分析

图 5 为扫描电镜下观察到的 M1、M2 和 M3 高锰钢在 800 °C 和 900 °C 温度下的拉伸断口的形貌特征. 在图 5(a) 和图 5(b) 中, M1 高锰钢断口处存在大量细小的韧窝, 属于典型的塑性断裂. 此时, M1 高锰钢的断面收缩率较高, 在 800 °C 和 900 °C 下分别为 67.3% 和 79.4%. 由图 5(c) 可知, 在 800 °C 拉伸温度下, M2 高锰钢断口呈“冰糖状”, 有强烈的多面体感, 属于脆

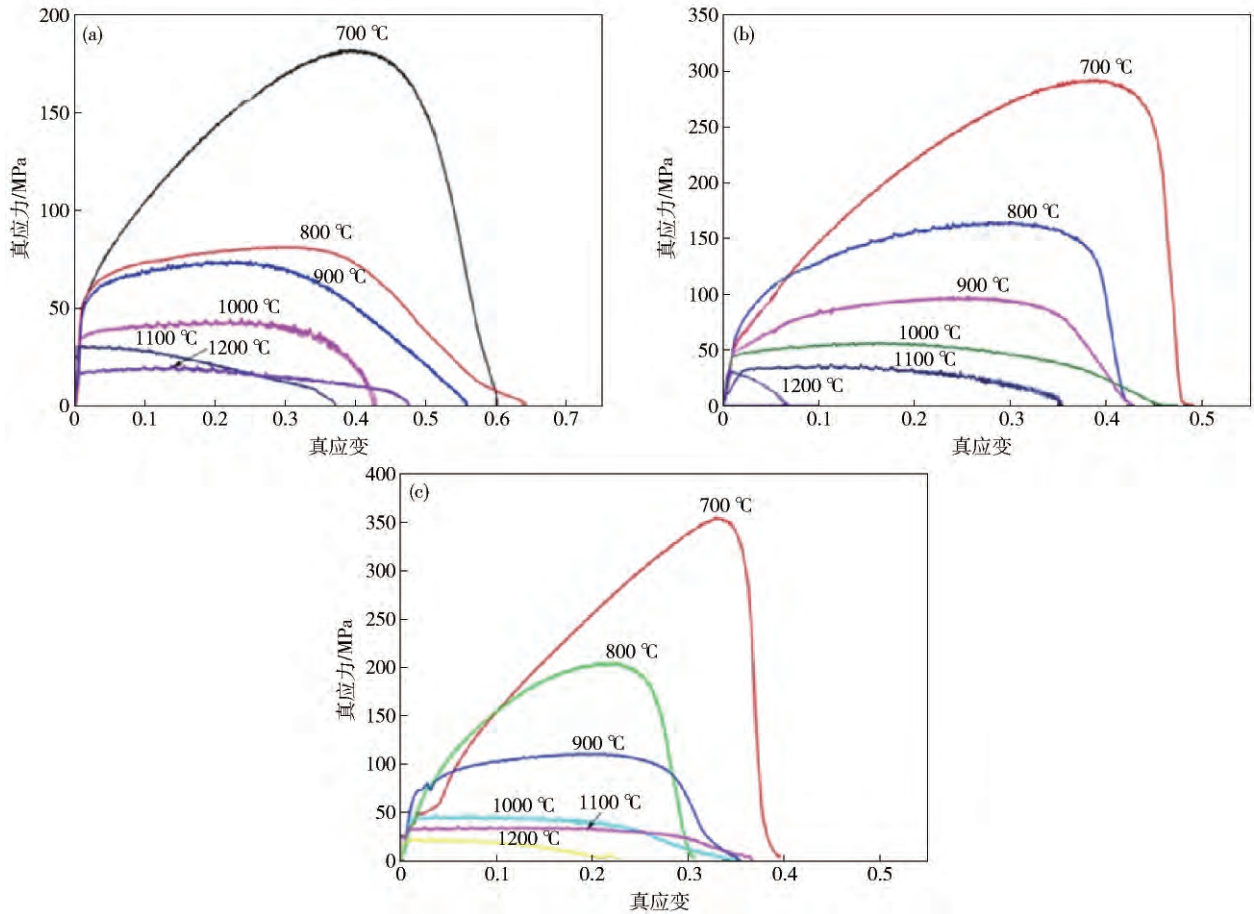


图3 试样各温度的真应力-应变曲线。(a) M1; (b) M2; (c) M3

Fig. 3 True stress-true strain curves of specimens at different testing temperatures: (a) M1; (b) M2; (c) M3

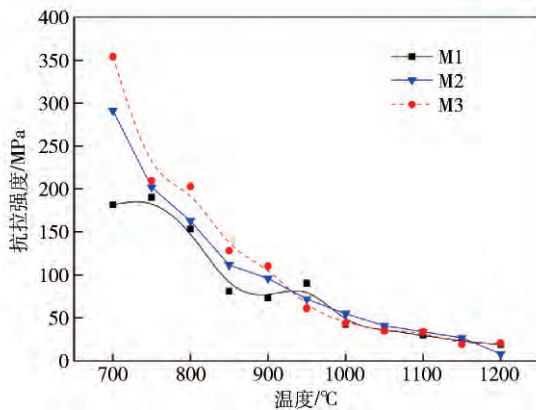


图4 高锰钢试样抗拉强度随温度的变化

Fig. 4 Peak stress as a function of temperature in high-Mn austenitic steels

性穿晶断裂, 对应断面收缩率为 50.5%。900 °C 时, 断口出现了部分细小的韧窝, 这说明 M2 高锰钢在 900 °C 下的塑性有所提高, 此时断面收缩率为 54.6%。Hamada 和 Karjalainen^[34] 通过对 Fe-22Mn-0.6C TWIP 钢在 900 °C 下拉伸断口进行分析, 发现断口平滑并带有极少量的韧窝, 这是在拉伸过程中由于晶界滑移所致。如图 5(e) 所示, 在 M3 钢断口中出现了大量的楔形裂

纹, 并且断口平滑。这说明了本文 M3 高锰钢中, 由于晶界强度的弱化, 在拉伸过程中发生了晶界滑移, 从而导致整体的塑性变差, 在 800 °C 拉伸温度下对应的断面收缩率为 26.8%。在图 5(f) 中, 900 °C 下 M3 高锰钢拉伸断口中出现了少量的细小韧窝, 塑性稍有提高, 对应的断面收缩率为 38.4%。

3 讨论

3.1 钛和钒对高锰钢热延性的影响及原因分析

从图 2 所示的高锰钢热延性曲线以及图 5 所示的试样断口中可以看出, 单独添加钛 (0.10%) 和复合添加钛 (0.11%) 和钒 (0.20%) 后的高锰钢在 700 ~ 1200 °C 范围内的热延性都出现了不同程度的下降。另外, 由图 3 所示真应力-应变曲线可知, 钛和钒的加入都在一定程度上延迟了高锰钢动态再结晶的发生。在金属变形的过程中, 动态再结晶的发生可以缓解基体中的应力集中并细化晶粒, 晶粒间协调变形能力增强, 有利于提高材料的塑性^[35]。首先将 M1、M2 和 M3 高锰钢分别在 800 °C 和 900 °C 温度下拉断后进行纵剖, 然后试样经磨、抛、侵蚀等步骤之后, 在金相显微镜下观察其晶粒以及组织形貌, 结果如图 6 所示。

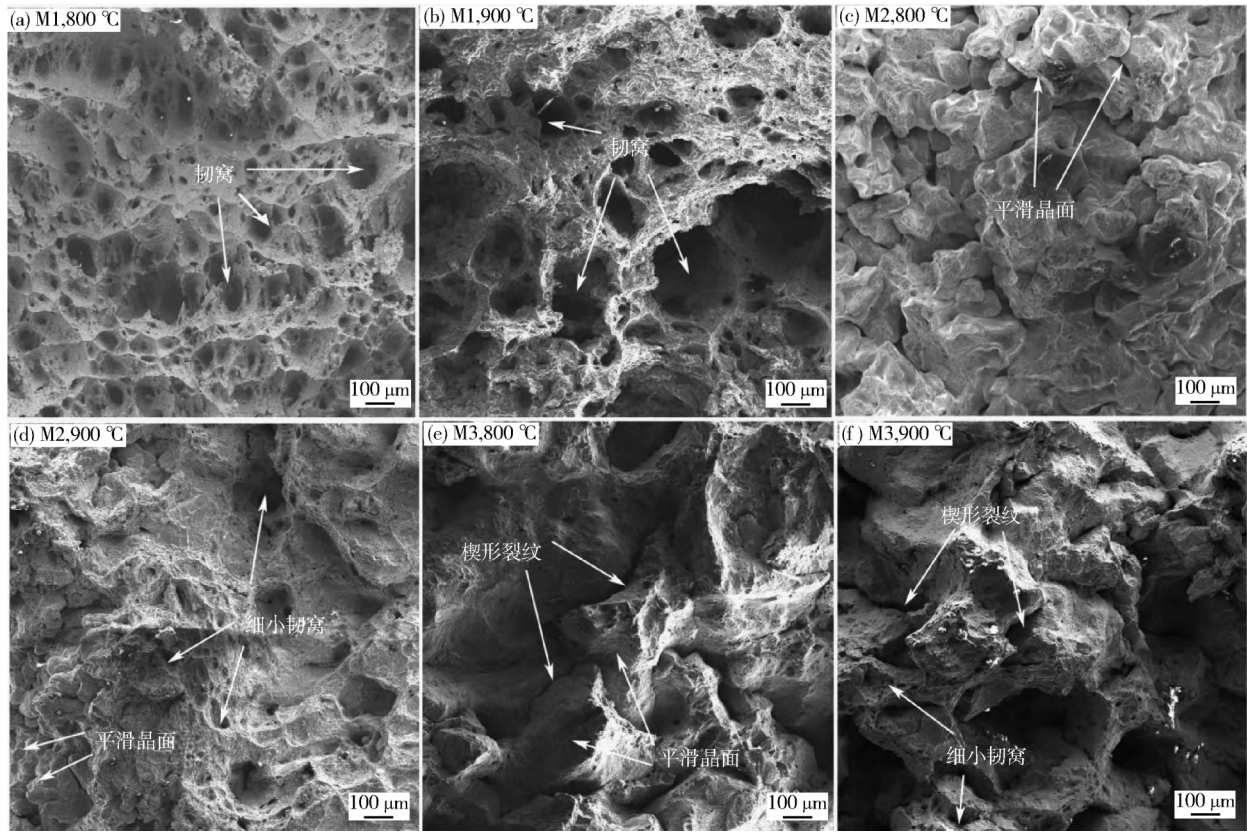


图 5 高锰钢在 800 °C 和 900 °C 下的拉伸断口形貌. (a b) 未微合金化高锰钢; (c d) 0. 10% Ti 微合金化钢; (e f) 0. 11% Ti + 0. 20% V 微合金化钢

Fig. 5 SEM images from the fracture surface of high-Mn steels tested at 800 °C and 900 °C: (a b) non-microalloyed steel; (c d) 0. 10% Ti microalloyed steel; (e f) 0. 11% Ti + 0. 20% V microalloyed steel

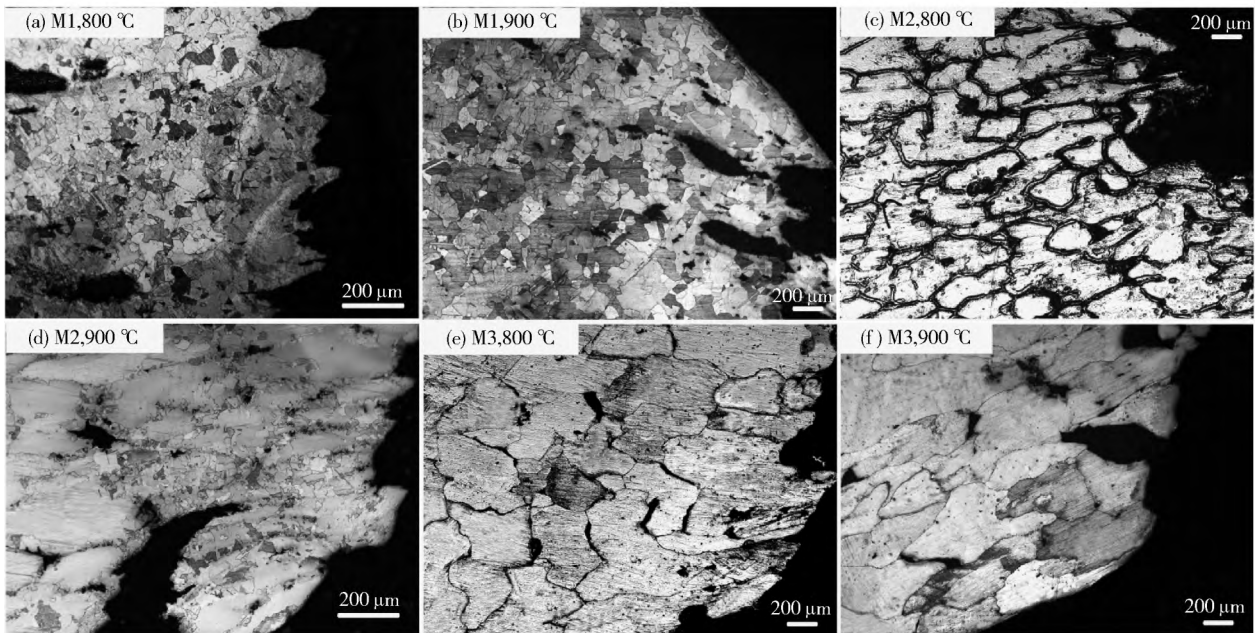


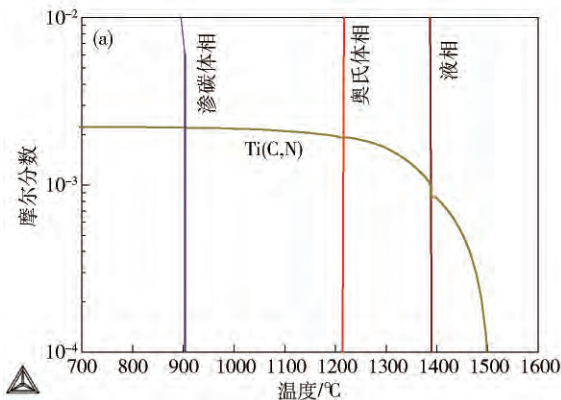
图 6 高锰钢断口处晶粒形貌. (a b) 未微合金化高锰钢; (c d) 0. 10% Ti 微合金化钢; (e f) 0. 11% Ti + 0. 20% V 微合金化钢

Fig. 6 Optical micrographs of fractures: (a b) non-microalloyed steel; (c d) 0. 10% Ti microalloyed steel; (e f) 0. 11% Ti + 0. 20% V microalloyed steel

在图 6 中可以明显看出, M1 高锰钢在 800 °C 和 900 °C 拉伸时均发生了动态再结晶现象. 金朝阳和崔振山^[36]采用改进的元胞自动机模型结合实验研究了变形温度对动态再结晶行为的影响, 研究发现, 随着变形温度的升高, 较高的变形温度有利于位错运动和晶界迁移, 使动态再结晶加快, 直至完全动态再结晶. 事实上, 动态再结晶的发生可以使拉伸过程中产生的裂纹偏离晶界, 从而达到阻止裂纹长大的目的, 即提高了钢的塑性^[37-40]. 因此, 图 2 中 M1 高锰钢在 800 ~ 1000 °C 范围内热延性的提高, 正是因为其在拉伸过程中发生了动态再结晶所致.

对 M2 高锰钢来说, 在其 800 °C 拉伸后断口中未发现明显的动态再结晶晶粒 (图 6(c)), 而在 900 °C 拉伸的断口的晶界附近的部分晶粒发生了明显的动态再结晶 (图 6(d)), 这表示 M2 高锰钢在 900 °C 时已经开始发生动态再结晶. 相较于 M1 高锰钢来说, M2 高锰钢开始动态再结晶稍晚, 钢中 0.10% 钛的加入严重抑制了高锰钢动态再结晶的发生.

在图 6(e) 和图(f)中可以明显看出, 复合含有



0.11% 钛和 0.20% 钒的 M3 高锰钢在 800 °C 和 900 °C 拉伸温度下均未发现动态再结晶晶粒, 而且在晶界附近存在大量的裂纹, 这表示 M3 钢的热延性较差, 这与图 2 得到的结论是一致的.

3.2 钛和钒对高锰钢中第二相粒子析出的影响

随着高锰钢中 0.10% 钛以及 0.11% 钛和 0.20% 钒的复合加入, 势必会增加钢中第二相粒子的析出量. 图 7 是利用 Thermo-Calc 热力学软件计算的 M2 和 M3 高锰钢在 700 ~ 1600 °C 的平衡析出相图. 本文所研究 M3 高锰钢中钛和碳的质量分数较高, 分别为 0.11% 和 1.19%, 钛极易和碳及氮结合形成 Ti(C,N)^[42]. 由图 7(b) 可以明显看出, 当温度降低至 1060 °C 时, 钒的碳化物开始析出, 析出相的具体元素组成如图 8 所示. 在其元素组成中, N 元素的质量分数几乎可以忽略不计, 在开始析出温度 1060 °C 时, 各元素的质量分数分别为 46% V、35% Ti、18% C 和 0.005% N, 即开始析出时 TiC 所占比例很大; 随着温度的降低, 此平衡相中 V 所占比例逐渐增大. Salas-Reyes 等^[41]通过对比单含 0.11% 钒和未添加任何微合金化元素 TWIP 钢热延

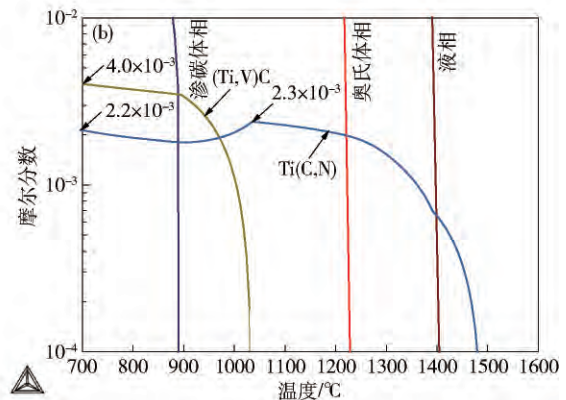


图 7 高锰钢中平衡析出相的摩尔分数与温度的关系. (a) M2; (b) M3

Fig. 7 Relation between temperature and mole fraction in high-Mn steels: (a) M2; (b) M3

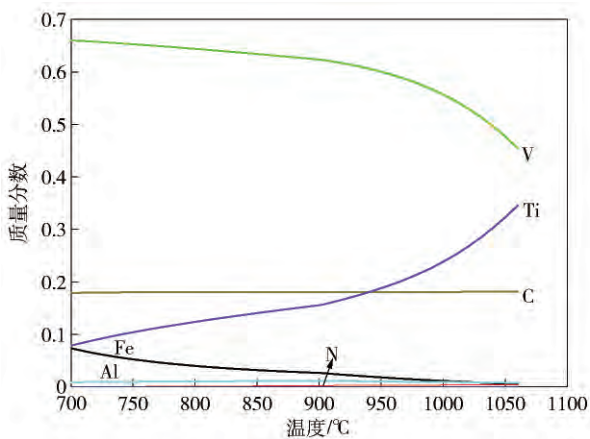


图 8 M3 高锰钢中 (Ti,V)C 析出相中合金元素组成

Fig. 8 Contents of chemical elements in (Ti,V)C phase of M3 high-Mn steel

性, 并采用电子背散射衍射和金相显微镜观察了含钒 TWIP 钢拉伸断口处的晶粒形貌, 研究发现含钒 TWIP 钢的热延性较好, 其原因是 VC 颗粒的析出促进了动态再结晶的产生. 然而, 在本文高锰钢中较高的钛含量使得钒会以 (Ti,V)C 的形式析出, 抑制了单独 VC 的析出, 延缓了钢中在变形过程中动态再结晶的出现, 直接导致了 M3 高锰钢热延性的恶化.

另外, 从图 7(a) 中可以明显看出, M2 高锰钢中 Ti(C,N) 开始析出的温度约为 1499 °C, 远高于其液相线温度 $T_{\text{liquidus}} = 1386$ °C (由 Thermo-Calc 计算而来). 这说明钢中 0.10% 的钛元素导致了 Ti(C,N) 在高锰钢液相中已经开始生成, 并且其物质的量随着凝固的进行逐渐升高, 最终物质的量达到 2.2×10^{-3} mol. 图 7(b) 中, Ti(C,N) 析出量峰值出现在 (Ti,V)C 开始析出时, 为 2.3×10^{-3} mol. 随着 (Ti,V)C 的析出,

Ti(C,N) 的平衡析出量虽开始减少, 但变化很小, 最终析出量为 2.2×10^{-3} mol. (Ti,V)C 的平衡析出量剧烈增加, 最终达到 4.0×10^{-3} mol. 对比发现, M3 高锰钢中第二相的析出量几乎是 M2 高锰钢中的 3 倍.

将 M2 和 M3 高锰钢断口剖面磨抛后进行侵蚀, 侵蚀后试样的扫描电镜 + 能谱分析结果如图 9 所示. 由图 9(a) 和图 9(b) 可以看出, 裂纹主要存在于 M2 高锰钢晶界处和三叉晶界处, 并且在裂纹附件存在着大量

的 Ti(C,N) 颗粒, 其尺寸大多在 $3 \sim 8 \mu\text{m}$. Charleux 等^[42] 报道称在奥氏体中 TiC 或 Ti(C,N) 的形核长大需要像晶界、位错和第二相粒子这样的异质形核点. 由前面分析得知, Ti(C,N) 在 M2 高锰钢开始析出的温度约为 1499°C , 在液相中就已经开始析出, 这些粒子在液相中以及冷却过程中快速生长至一定的尺寸, 其结果导致了晶界强度的弱化, 加速了裂纹的生长. 同样的, 在图 9(c) 和图 9(d) 中可以明显看出, 在 M3 高锰

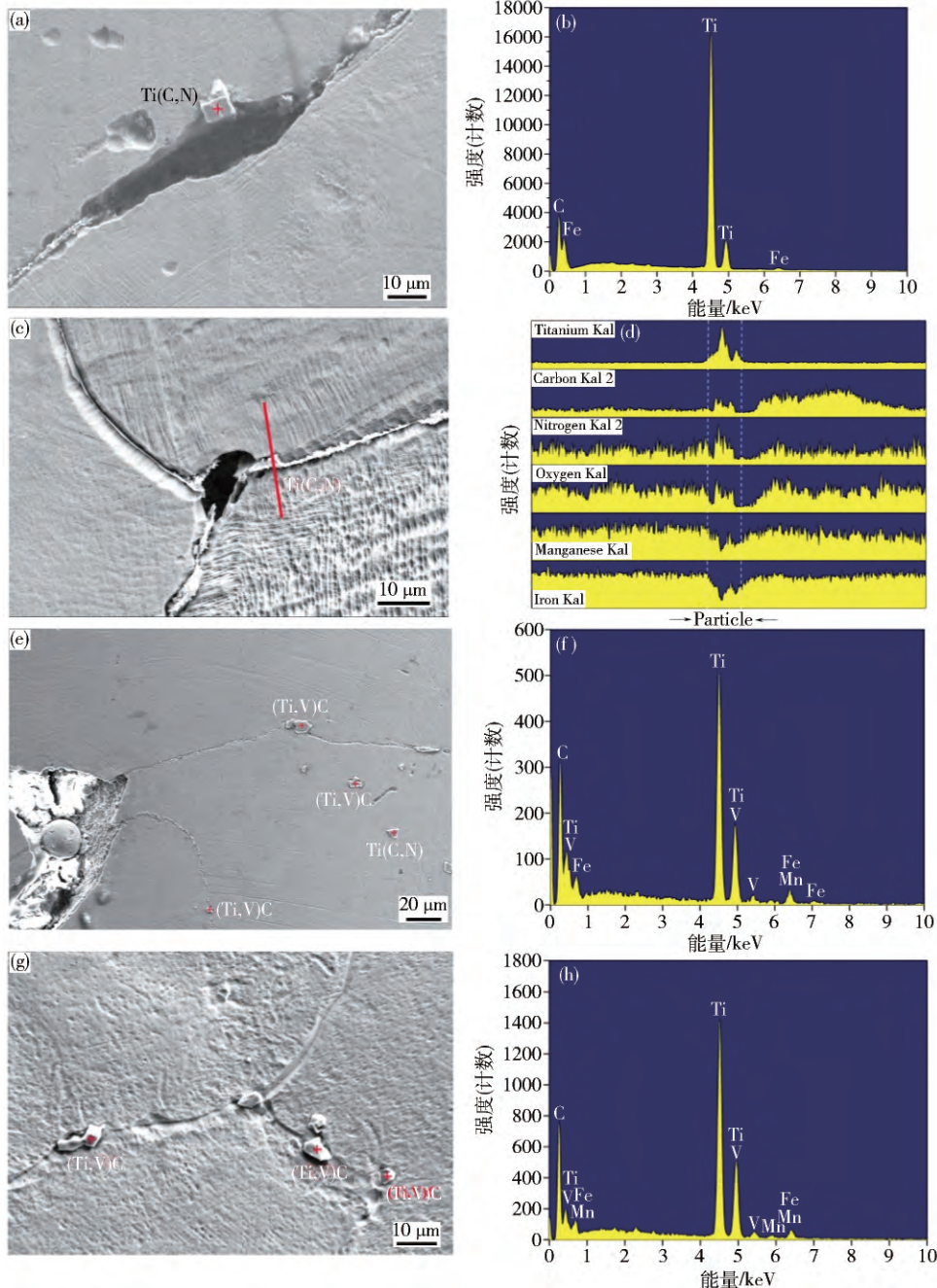


图 9 M2 和 M3 高锰钢在 800°C 下拉伸断口中晶界及析出物颗粒形貌. (a, c) M2 断口形貌; (b, d) M2 析出颗粒线扫描图; (e, g) M3 断口形貌; (f, h) M3 析出颗粒能谱

Fig. 9 Microstructures and particles present in M2 and M3 high-Mn steels tested at 800°C : (a, c) fracture morphology of M2 steel; (b, d) EDS spectrum of the particle in the M2 fracture; (e, g) fracture morphology of M3 steel; (f, h) EDS spectrum of the particle in the M3 fracture

钢出现大量的颗粒. 在这些颗粒之中,除一部分的Ti(C,N)之外,其他基本为(Ti,V)C颗粒,其大量分布在晶界上和晶粒内部. 由扫描电镜结果可知,相比于M2高锰钢,钒的加入使M3高锰钢中析出物颗粒无论从数量上还是尺寸上都出现了明显的增加.

4 结论

利用Gleeble-3500热模拟试验机研究了单独添加钛(0.10%)及复合添加钛(0.11%)和钒(0.20%)对铸钛高锰钢Mn13在700~1200℃温度区间内高温热延性的影响,主要研究结论如下.

(1) 在700~1000℃较低的拉伸温度范围内,钛和钒的加入可以显著改善高锰钢的抗拉强度. 这是因为钛和钒的加入可以固溶到高锰奥氏体钢中,起到了固溶强化的作用;在高温范围1050~1200℃,三种高锰钢的最大抗拉强度趋向一致.

(2) 高锰钢热延性曲线表明在相同的拉伸测试温度下,随着钢中钛的加入,高锰钢的断面收缩率几乎在整个测试温度范围内都显著降低,这说明0.10%钛的加入恶化了高锰钢的热延性;在此基础上,在钢中加入0.20%的钒,高锰钢的断面收缩率呈现进一步降低,0.20%钒的加入进一步加剧了高锰钢热延性的恶化.

(3) 未微合金化高锰钢在800~1000℃范围内热延性逐渐提高,这是在拉伸过程中发生了动态再结晶所致;钢中0.10%钛的加入抑制了高锰钢动态再结晶的发生,直接导致了含钛高锰钢的热延性的恶化;对于同时含0.11%钛和0.20%钒的高锰钢,钢中较高的钛含量使得钒会以(Ti,V)C的形式析出,抑制了单独VC的析出,延缓了含钛钒高锰钢在变形过程中动态再结晶的出现,热延性呈现进一步下降.

(4) Thermo-Calc热力学计算结果表明在单独含钛的高锰钢中,Ti(C,N)开始析出的温度约为1499℃,远高于其液相线温度, $T_{\text{liquidus}} = 1386\text{℃}$. 这说明钢中0.10%的钛元素导致了Ti(C,N)在高锰钢液相中已经开始生成,这些粒子在液相中以及冷却过程中快速生长至一定的尺寸,其结果导致了晶界强度的弱化,加速了裂纹的生长. 在同时含有0.11%钛和0.20%钒的高锰钢中的析出颗粒除一部分Ti(C,N)之外,其他基本为(Ti,V)C,其大量分布在晶界上和晶粒内部. 相比于单独含钛的高锰钢,钒的加入使得钢中析出物颗粒无论从数量上还是尺寸上都出现了明显的增加.

参 考 文 献

[1] Hutchinson B, Ridley N. On dislocation accumulation and work hardening in Hadfield steel. *Scripta Mater*, 2006, 55(4): 299

- [2] Efstathiou C, Sehitoglu H. Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Mater*, 2010, 58(5): 1479
- [3] Xu Z M. The carbides in V-Ti alloy high-manganese steel. *Trans Met Heat Treat*, 1994, 15(4): 60
(徐志明. 钒钛高锰钢中碳化物的研究. 金属热处理学报, 1994, 15(4): 60)
- [4] Su R X. Study on Ti-bearing high Mn steel. *Res Iron Steel*, 1993(6): 23
(苏日娴. 加钛处理高锰钢的研究. 钢铁研究, 1993(6): 23)
- [5] Mintz B. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking. *ISIJ Int*, 1999, 39(9): 833
- [6] Comineli O, Abushosha R, Mintz B. Influence of titanium and nitrogen on hot ductility of C-Mn-Nb-Al steels. *Mater Sci Technol*, 1999, 15(9): 1058
- [7] Abushosha R, Comineli O, Mintz B. Influence of Ti on hot ductility of C-Mn-Al steels. *Mater Sci Technol*, 1999, 15(3): 278
- [8] Luo H W, Karjalainen L P, Porter D A, et al. The influence of Ti on the hot ductility of Nb-bearing steels in simulated continuous casting process. *ISIJ Int*, 2002, 42(3): 273
- [9] Wang X H, Wang W J, Liu X Y, et al. Study on transverse corner cracking occurrence prevention of the Nb, V and Ti micro-alloying steel CC slabs. *Iron Steel*, 1988, 33(1): 22
(王新华, 王文军, 刘新宇, 等. 减少含铌、钒、钛微合金化钢连铸坯角裂纹的研究. 钢铁, 1988, 33(1): 22)
- [10] Han X Y. Functions of Nb, V and Ti in micro-alloyed steel. *Wide Heavy Plate*, 2006, 12(1): 39
(韩孝永. 铌、钒、钛在微合金化钢中的作用. 宽厚板, 2006, 12(1): 39)
- [11] Brimacombe J K, Sorimachi K. Crack formation in the continuous casting of steel. *Metall Trans B*, 1977, 8(2): 489
- [12] Fan Y, Wang M L, Zhang H, et al. Hot plasticity and fracture mechanism of the third generation of automobile steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(5): 607
(范倚, 王明林, 张慧, 等. 第三代汽车钢的热延性及断裂机理. 北京科技大学学报, 2013, 35(5): 607)
- [13] Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting. *Int Mater Rev*, 1991, 36(1): 187
- [14] Mintz B, Abushosha R. Influence of vanadium on hot ductility of steel. *Ironmaking Steelmaking*, 1993, 20(6): 445
- [15] Bank K M, Tuling A, Mintz B. The influence of N on hot ductility of V-, Nb-, and Nb-Ti-containing steels using improved thermal simulation of continuous casting. *J S Afr Inst Min Met*, 2011, 111(10): 711
- [16] Vedani M, Ripamonti D, Mannucci A, et al. Hot ductility of microalloyed steels. *La Metall Ital*, 2008(5): 19
- [17] Maehara Y, Yasumoto K, Tomono H, et al. Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon low alloy steel slabs. *Mater Sci Technol*, 1990, 6(9): 793
- [18] Revaux T, Guérin J D, Bricout J P. Hot ductility study of continuous casting steels. *J Mater Sci Technol*, 2004, 20: 19
- [19] Mohamed Z. Hot ductility behavior of vanadium containing

- steels. *Mater Sci Eng A*, 2002, 326(2): 255
- [20] Crowther D N, Mintz B. Influence of grain size and precipitation on hot ductility of microalloyed steels. *Mater Sci Technol*, 1986, 2(11): 1099
- [21] Qian G Y, Cheng G G, Hou Z B. Effect of the induced ferrite and precipitates of Nb-Ti bearing steel on the ductility of continuous casting slab. *ISIJ Int*, 2014, 54(7): 1611
- [22] Cho K C, Mun D J, Koo Y M, et al. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(10): 3556
- [23] Cho K C, Mun D J, Kim J Y, et al. Effect of boron precipitation behavior on the hot ductility of boron containing steel. *Metall Mater Trans A*, 2010, 41(6): 1421
- [24] Cho K C, Mun D J, Kang M H, et al. Effect of thermal cycle and nitrogen content on the hot ductility of boron-bearing steel. *ISIJ Int*, 2010, 50(6): 839
- [25] Cho K C, Koo Y M, Park J. Effect of cooling rate on the hot ductility of boron bearing steel during continuous casting (study for prevention of corner crack on continuous casting slab). *J Korean Inst Met Mater*, 2008, 46(6): 329
- [26] Brune T, Senk D, Walpot R, et al. Hot ductility behavior of boron containing microalloyed steels with varying manganese contents. *Metall Mater Trans B*, 2015, 46(3): 1400
- [27] Mejia I, Salas-Reyes A E, Bedolla-Jacuinde A, et al. Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe-21Mn-1.3Al-1.5Si-0.5C TWIP steel. *Mater Sci Eng A*, 2014, 616: 229
- [28] Chen X M, Song S H, Sun Z C, et al. Effect of microstructural features on the hot ductility of 2.25Cr-1Mo steel. *Mater Sci Eng A*, 2010, 527(10): 2725
- [29] Lee C H, Park J Y, Chung J H, et al. Hot ductility of medium carbon steel with vanadium. *Mater Sci Eng A*, 2016, 651: 192
- [30] Wang X H, Zhu G S, Yu H X, et al. High temperature properties of continuous casting high carbon steels. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2005, 27(5): 545
(王新华, 朱国森, 于会香, 等. 高碳钢连铸板坯高温力学性能. 北京科技大学学报, 2005, 27(5): 545)
- [31] Mintz B, Crowther D N. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting. *Int Mater Rev*, 2010, 55(3): 168
- [32] Baradaran A H, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R, et al. The ductility behavior of a high-Mn twinning plasticity steel during cold-to-hot deformation. *Mater Sci Eng A*, 2013, 561: 411
- [33] Mejia I, Salas-Reyes A E, Calvo J, et al. Effect of Ti and B microaddition on the hot ductility behavior of a high-Mn austenitic Fe-23Mn-1.5Al-1.3Si-0.5C TWIP steel. *Mater Sci Eng A*, 2015, 648: 311
- [34] Hamada A S, Karjalainen L P. Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steels. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(3): 1819
- [35] Liu Y Z. *Theoretical Basis of Material Forming*. Beijing: National Defense Education Press, 2004
(刘雅政. 材料成形理论基础. 北京: 国防教育出版社, 2004)
- [36] Jin C Y, Cui Z S. The effect of deformation temperature on dynamic recrystallization. *J Yangzhou Univ Nat Sci Ed.*, 2011, 14(2): 60
(金朝阳, 崔振山. 变形温度对动态再结晶行为的影响. 扬州大学学报(自然科学版), 2011, 14(2): 60)
- [37] Kang S E, Tuling A, Banerjee J R, et al. Hot ductility of TWIP steels. *Mater Sci Technol*, 2011, 27(1): 95
- [38] Ryan N D, McQueen H J. Comparison of dynamic softening in 301, 304, 316 and 317 stainless steels. *High Temp Technol*, 1990, 8(3): 185
- [39] McQueen H J, Jonas J J. Recent advances in hot working: fundamental dynamic softening mechanisms. *J Appl Metalwork*, 1984, 3(3): 233
- [40] McQueen H J, Jin N, Ryan N D. Relationship of energy dissipation efficiency to microstructural evolution in hot working of AISI 304 steel. *Mater Sci Eng A*, 1995, 190(1-2): 43
- [41] Salas-Reyes A E, Mejia I, Bedolla-Jacuinde A, et al. Hot ductility 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
- [42] Charleux M, Poole W J, Militzer M, et al. Precipitation behavior and its effect on strengthening of an HSLA-Nb/Ti steel. *Metall Mater Trans B*, 2001, 32(7): 1635