

# 高锰 TWIP/TRIP 钢研究 进展与应用

张维娜, 刘振宇, 王国栋

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

**[摘要]** 综述了近年来高锰孪晶诱发塑性/相变诱发塑性(TWIP/TRIP)钢的研究进展和实际应用情况。介绍了晶粒尺寸对 TWIP 钢变形机制的影响, 观察了形变孪晶随晶粒尺寸变化的演变过程。总结了形变诱导马氏体和形变诱导孪晶的演变机理。简述了碳化钒(VC)沉淀粒子对高锰 TWIP/TRIP 钢延迟断裂及加工硬化行为的影响, 并对 VC 沉淀粒子与形变孪晶的交互作用机制进行了探讨。阐述了双辊铸轧工艺制备高锰 TWIP/TRIP 钢薄带的近终成型工艺过程及显微组织的演变机理, 并探讨了工程应用的前景。

**[关键词]** 高锰 TWIP/TRIP 钢; 薄带铸轧; 变形机制; 形变诱导马氏体; 形变孪晶

**[中图分类号]** TF7 **[文献标识码]** A **[文章编号]** 1009-1742(2014)01-0040-08

## 1 前言

近年来, 汽车轻量化和安全化已成为汽车工业发展的主要目标之一。为此, 研发和使用汽车用先进高强钢成为了科研部门和钢铁企业的重点工作内容。经测算, 如果国内商用车自重减轻 10%, 其油耗量就可以降低 4.8%。到 2020 年, 我国商用车自重若能比 2007 年的水平平均降低 20%~35%, 每年则可节约燃油  $2.7 \times 10^7 \sim 3.0 \times 10^7$  t。国产汽车轻量化目标是: 2013 年目标车型中的燃油轿车减重 5%~8%、混合动力客车减重 10%。为实现汽车减重, 钢板减薄是主要途径, 提高汽车用钢的强度是必然的发展趋势。此外, 为了提高汽车的抗撞安全性能和降低生产成本, 要求汽车用钢具备尽可能高的吸收能、高成形性、高扩孔性、优良可涂镀性<sup>[1-3]</sup>。随着钢板强度的提高, 相应地对汽车用钢的强韧性水平又有了更高的要求。因此, 研究和开发新一代汽车用钢, 必将成为我国钢铁工业基础研究的重要发展方向<sup>[4-6]</sup>。

汽车用钢的研究和开发工作主要集中在开发新型的超高强度钢, 如双相(DP)钢、相变诱发塑性

(TRIP)钢、孪晶诱发塑性(TWIP)钢等<sup>[7-9]</sup>。高锰 TWIP/TRIP 钢的出现是钢材在汽车用钢综合性能上的一次飞跃, 它不仅具有高强度、高塑性、良好的成形性能, 还具有很好的吸收撞击能量的能力, 它的单位体积撞击吸收能为传统深冲用钢的 2~3 倍(见图 1)。这些优越的性能正符合汽车工业提高安全性能标准、降低生产成本等多方面的要求。特别是对用于汽车车体和结构框架的抗撞击部件而言, 高锰 TWIP/TRIP 钢在性能上具有极大优势。这让高锰 TWIP/TRIP 钢在降低生产成本的前提下, 也大大提高了汽车使用的安全性。因此, 高锰 TWIP/TRIP 钢成为新一代汽车用钢的一个重要发展方向, 从而受到越来越多的关注<sup>[10-12]</sup>。

第一代 TWIP 钢(典型成分: Fe-25Mn-3Al-3Si), 锻造成棒材, 经高温退火后水冷, 然而较高含量的 Al 影响钢水的浇铸, 较高含量的 Si 影响冷轧板的镀锌质量。该类钢的优点是具有中等的抗拉强度(650 MPa)和很高的塑性(>90%), 缺点是存在镀锌表面焊接问题, 锌金属会沿着接头处的晶界渗入, 使接头不稳定。第二代 TWIP 钢(典型成分:

**[收稿日期]** 2013-10-09

**[基金项目]** 国家自然科学基金(50873141); 青年教师科研启动基金(N110307003)

**[作者简介]** 刘振宇, 1942 年出生, 男, 内蒙古赤峰市人, 教授, 博士生导师, 主要研究方向为高强钢和不锈钢等; E-mail: zyliu@mail.neu.edu.cn

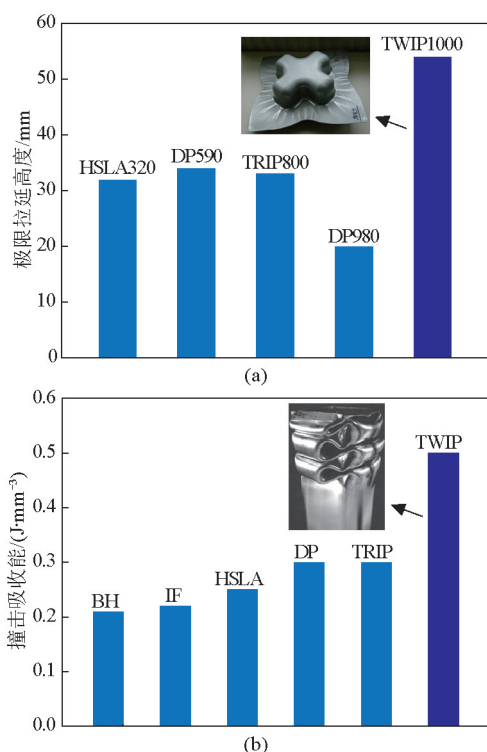


图1 TWIP钢极限拉延高度和撞击吸收能与其他深冲钢性能的对比

Fig.1 Comparison of good part height in the cross-tool test and specific energy absorption between other deep drawing steels and TWIP steel

注: BH—烘烤硬化钢; HSLA—高强度低合金钢; IF—无间隙原子钢

Fe-23Mn-0.6C), 铸造成板坯, 经热轧、冷轧、高温退火后快速冷却, 它去除了合金元素 Al 和 Si, 却出现了以前奥氏体和高强度钢存在的延迟断裂、一定程度的缺口敏感性两大问题。此类钢的优点是具有很高的抗拉强度 ( $> 1\ 000\ \text{MPa}$ ) 和良好的塑性 ( $> 50\%$ ), 缺点是缺口敏感性高且抗延迟开裂性能差。前两代 TWIP 钢共同的缺点是生产加工过程中吸氢比较严重, 有时会造成延迟断裂, 特别是热镀锌过程可带来的严重吸氢。第三代 TWIP 钢正在研发之中, 主要集中在高锰钢中通过置换固溶原子 (Mn、Al、Si) 成分调整来获得 TWIP 效应。

2005 年作为欧洲汽车用钢的主要供应商 Arcelor 公司和 Thyssen Krupp Stahl (TKS) 公司合作共同研制了一系列的 Fe-Mn-C 以及 Fe-Mn-Al-C 系高锰 TWIP/TRIP 钢, 命名为 “X-IP” (xtremely formable + xtremely high strength-steels with induced plasticity) 钢<sup>[13, 14]</sup>, 目前已能向客户提供产品, 并被用在 B 型门柱上以增加汽车侧面受冲击时的安全性。浦项制铁集团公司 (POSCO) 是较早研发高锰 TWIP/TRIP

钢的国外钢铁企业。2003 年, 韩国政府选 POSCO 对高锰 TWIP/TRIP 钢产品进行开发, POSCO 加快和加强了高锰 TWIP/TRIP 钢的研发速度和力度。2007—2008 年 POSCO 在世界知识产权组织 (WIPO) 申请了 TWIP 钢的专利技术, 该专利所开发 TWIP 钢的成分设计基本以 Fe-Mn-Al-C 系为主, 详细介绍了 POSCO 所生产的高强度、高塑性以及具有优良涂镀性的 TWIP 钢热轧板、冷轧板及镀层板的生产情况<sup>[15]</sup>。

国内的东北大学、上海大学、上海交通大学和北京科技大学等高校研究机构联合宝钢集团有限公司 (宝钢) 和鞍山钢铁集团公司 (鞍钢) 等大型钢铁企业在此领域进行了深入的研究<sup>[16~19]</sup>。鞍钢于 2011 年在国内率先开展 TWIP980 工业试制, 打通了 “电炉—模铸—热轧—冷轧” 的工艺路线, 成功生产出 TWIP 钢中厚板、热轧卷板和冷轧系列产品, 并成功应用于汽车左右纵梁上下板及悬挂弹簧底座<sup>[20]</sup>。与此同时, 国内其他钢厂也都在进行广泛的研究, 但并未进行实际生产。

## 2 研究结果

### 2.1 原始晶粒尺寸对 TWIP 效应的影响

通过不同固溶处理温度得到了不同晶粒尺寸的高锰 TWIP 钢, 并通过拉伸实验分析了力学性能随晶粒尺寸的变化关系, 通过光学显微镜 (OM)、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 观察了形变孪晶随晶粒尺寸变化的演变过程, 进而分析了晶粒尺寸对 TWIP 效应的影响机理<sup>[10]</sup>。

采用真空感应炉熔炼的高锰 TWIP 钢成分为 Fe-25Mn-3Si-3Al-0.02C, 经热轧固溶处理后的板材继续冷轧至 1 mm, 最后分别在 1 073 K、1 173 K、1 273 K 和 1 373 K 下固溶处理 10 min 后水淬。将薄板按 GB/T 228.1—2010 制成矩形截面标准拉伸试样, 在 CMT 5105 型微机控制电子万能试验机上进行常温拉伸实验, 拉伸速度为 3 mm/min。通过观察不同温度下固溶处理 10 min 后的金相显微组织发现, 经不同温度固溶处理后试样均发生了再结晶, 得到了奥氏体组织, 奥氏体晶粒内部包含大量退火孪晶。随着固溶处理温度的升高, TWIP 钢晶粒尺寸明显增加。因为在考虑晶粒尺寸对形变孪晶产生的影响时, 退火孪晶界对晶粒尺寸的影响是不可忽略的, 因此应该计算其有效晶粒尺寸。在 1 073 K、1 173 K、1 273 K 和 1 373 K 下固溶处理 10 min 水淬

后,获得的有效晶粒尺寸分别为7  $\mu\text{m}$ 、13  $\mu\text{m}$ 、30  $\mu\text{m}$ 和63  $\mu\text{m}$ 。

图2是不同晶粒尺寸TWIP钢的工程应力-应变曲线。可以看出,随着晶粒尺寸的增加,TWIP钢的屈服强度和抗拉强度均降低,延伸率升高。表1给出了不同晶粒尺寸的TWIP钢的力学性能。

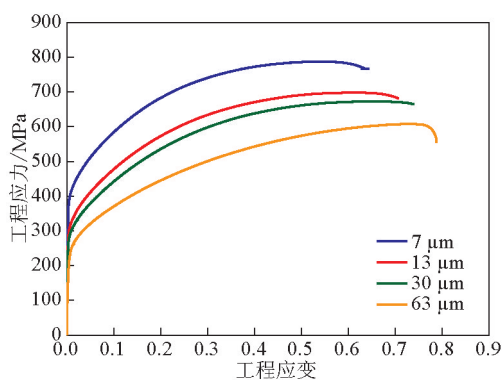


图2 不同晶粒尺寸TWIP钢的工程应力-应变曲线

Fig.2 Engineering stress-strain curves of the TWIP steel specimens with different grain sizes

表1 不同晶粒尺寸TWIP钢的力学性能

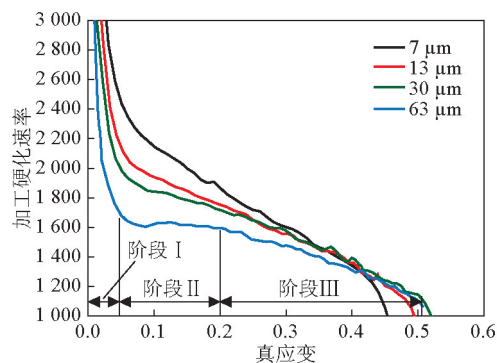
Table 1 Mechanical properties of the tested TWIP steels with different grain sizes

有效晶粒尺寸 (包含退火孪晶界)/ $\mu\text{m}$	屈服强度/ MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
7	380	785	68.0
13	285	700	72.0
30	265	675	75.0
63	230	610	79.0

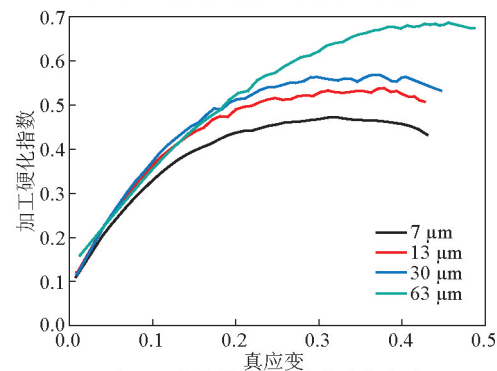
通过实验钢的加工硬化速率随真应变的变化关系曲线(见图3)可以看出,随着晶粒尺寸的增加,TWIP钢的加工硬化速率随真应变的变化关系,由阶段II变为阶段III,当晶粒尺寸大于47  $\mu\text{m}$ 时,随着晶粒尺寸的增加,阶段II的长度迅速增加;晶粒尺寸为7  $\mu\text{m}$ 、13  $\mu\text{m}$ 、30  $\mu\text{m}$ 和63  $\mu\text{m}$ 的TWIP钢,在真变形量为0~0.2时,加工硬化指数随真应变的增加而增加,在随后的变形中,加工硬化指数则稳定在较高的水平,分别为0.47、0.53、0.56和0.68。

通过TME观察,从不同晶粒尺寸的钢在不同拉伸阶段显微组织的变化可以看出,晶粒尺寸为7  $\mu\text{m}$ 的试样,在小变形量下没有形变孪晶产生,当变形量超过10%时,只有极少量形变孪晶产生,并且随着变形量的增加,形变孪晶数量的增加不明显;晶

粒尺寸为13  $\mu\text{m}$ 和30  $\mu\text{m}$ 的试样中,变形量为5%时均产生少量形变孪晶,不同的是晶粒尺寸为13  $\mu\text{m}$ 的试样中,随着形变量的增加形变孪晶的增加较缓慢,而晶粒尺寸为30  $\mu\text{m}$ 的试样则随着形变量的增加而迅速增加;晶粒尺寸为63  $\mu\text{m}$ 的试样,在变形的开始(变形量为5%)就有50%的奥氏体晶粒内部产生形变孪晶,随着形变量的增加,形变孪晶数量迅速增加。



(a) 加工硬化速率随真应变的变化关系



(b) 加工硬化指数随真应变的变化关系

图3 不同晶粒尺寸TWIP钢的加工硬化速率随真应变的变化关系及加工硬化指数随真应变的变化关系

Fig.3 Curves of strain hardening rate and strain hardening exponent vs true strain of different TWIP steel specimens with different grain sizes

形变孪晶产生的临界应力与晶粒尺寸的关系通常满足类似Hall-Petch的关系,由于产生形变孪晶需要的临界应力随晶粒尺寸的减小而增加,如果晶粒尺寸足够小或者产生了足够的应变诱导的晶粒细化,则孪生就会停止。当奥氏体晶粒尺寸由63  $\mu\text{m}$ 减小为7  $\mu\text{m}$ 时,晶粒尺寸的减小使得形变孪晶产生的临界应力与晶格摩擦力的差值增加了3~9倍。因此,在变形量为5%时,在晶粒尺寸为7  $\mu\text{m}$ 的试样中仅在晶粒尺寸较大的晶粒中发现极少量形变孪晶。

同时,晶粒尺寸的减小抑制了拉伸变形过程中形变孪晶的产生<sup>[4]</sup>,导致晶粒较小的试样中形变孪晶较少。在相同的变形量下,晶粒尺寸为7 μm的试样比晶粒尺寸为63 μm的试样形变孪晶的数量少;变形的后期,变形组织中含有大量形变带,有的晶粒甚至产生胞状亚结构,而形变孪晶的数量则很少。Ueji<sup>[21]</sup>等研究细晶TWIP钢时也得到了相同的结论:在细小的晶粒中形变孪晶的产生受到抑制是由于晶粒细化的结果。与之相对比,在晶粒尺寸为63 μm的试样中形变孪晶在变形的开始就已经产生,并且随着变形量的增加,形变孪晶的数量增多,当变形量为40%时,变形组织中有大量形变孪晶,并且发现有两组形变孪晶相互交割的现象。

由于形变孪晶与其他大角晶界一样,对位错形成强烈的阻碍,因此变形过程中,形变孪晶的持续产生,会产生持续的加工硬化现象。如图3a中晶粒尺寸为63 μm试样的加工硬化速率随真应变变化的曲线所示,在变形的过程中,加工硬化曲线出现较大平台,正是形变孪晶产生对加工硬化速率的贡献,因而抑制了颈缩的产生,并最终获得了较大的均匀延伸率。

因此,对于晶粒尺寸较大的试样,形变孪晶在拉伸变形的过程中不断产生,使其加工硬化能力增大,并产生无颈缩的大延伸,从而增加TWIP效应。而对于晶粒尺寸相对较小的试样,形变孪晶产生较晚,并且在随后的变形中形变孪晶的产生受到抑制,因此形变孪晶对加工硬化的作用相对较小,造成较小的均匀变形,导致TWIP效应较小。

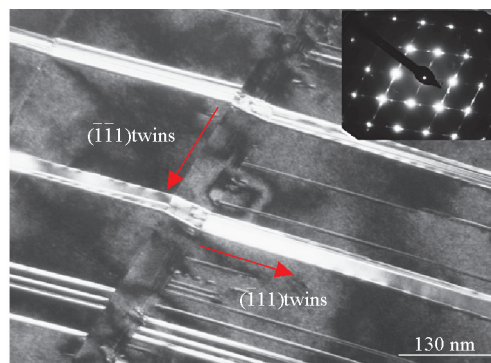
## 2.2 形变诱导孪晶与形变诱导马氏体

### 2.2.1 孪晶交互作用模型

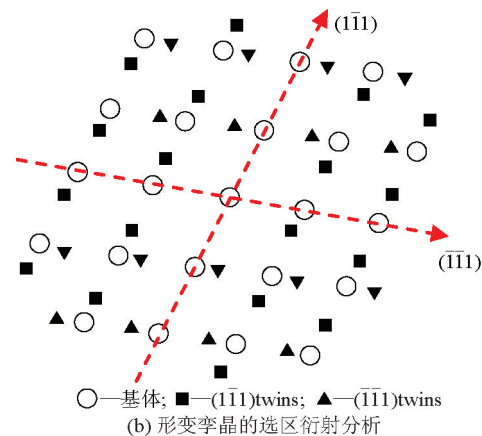
通过对TWIP钢在拉伸变形过程中不同真应变下形变组织的OM、SEM和TEM观察以及加工硬化速率和加工硬化指数随真应变的变化关系,得知TWIP钢在拉伸变形过程中的变形行为可分为3个阶段:第一个阶段平面位错结构是主要的形变组织,位错滑移为主要的变形机制,因此加工硬化速率较小;第二个变形阶段形变孪晶产生,位错和形变孪晶是形变组织的主要特征,形变孪晶与位错的交互作用为主要的变形机制,TWIP钢的加工硬化速率和加工硬化指数均增加;第三个变形阶段奥氏体晶粒中产生了两组形变孪晶,形变孪晶与位错及形变孪晶之间的交互作用为主要的变形机制,在此变形阶段,加工硬化速率缓慢降低,加工硬化指数

达到了峰值。正是由于TWIP钢拉伸变形时特殊的加工硬化行为及较高的加工硬化速率,使得TWIP能够产生无颈缩的大延伸,从而获得了TWIP效应。

图4a示出了TWIP钢形变孪晶相互交割的TEM照片。可见,当后产生的形变孪晶(入射孪晶—— $(\bar{1}\bar{1}1)$ twins)遇到已经产生的形变孪晶(阻碍孪晶—— $(\bar{1}\bar{1}1)$ twins)时,两组形变孪晶会发生碰撞,产生较大的应力集中,通常后产生的形变孪晶穿过阻碍孪晶是通过滑移或再次孪生的方式,入射孪晶穿过阻碍孪晶,并在阻碍孪晶内部传播的方向发生改变,产生了二次孪晶。当入射孪晶穿过阻碍孪晶后,会沿着原来方向继续传播。因此,在TWIP钢中两组形变孪晶的碰撞是通过在阻碍孪晶内部产生二次孪晶的方式来释放局部应力。



(a) 形变孪晶相互交割的TEM照片



(b) 形变孪晶的选区衍射分析

图4 TWIP钢的形变孪晶相互交割的TEM照片与形变孪晶的选区衍射分析

Fig.4 Microstructures of TWIP steel is twin-twin interaction and its schematic analysis

### 2.2.2 马氏体相变模型

在针对高锰TWIP/TRIP钢的系统研究中发现,当锰含量低于25%时,实验钢在拉伸变形过程中存

在 $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ 相变。通过对高锰 TRIP 钢在拉伸变形过程中不同真应变组织的 OM、X 射线衍射 (XRD) 和 TEM 分析, 及加工硬化速率和加工硬化指数随真应变量的变化关系, 得知高锰 TRIP 钢在拉伸变形过程中的变形行为可分为 3 个阶段。高锰 TRIP 钢的加工硬化速率的增加是由马氏体相变引起的。由于高锰 TRIP 钢层错能较低, 在拉伸变形过程中, 应力诱发 $\epsilon$ -马氏体相变可由层错直接形核, 即 $\epsilon$ -马氏体相变的层错化机制。在变形过程中, 形变为全位错分解提供了能量, 因而形变过程中产生了大量的不全位错和层错, 而不全位错附近的应力场将更加有利于其他全位错的产生, 从而促进局部区域层错密度的进一步增加, 在层错密集区域, 层错将由无序排列发展为有序平行排列, 当这种有序排列完成时, 这个区域将会产生完整的 $\epsilon$ -马氏体, 即完成了奥氏体向马氏体转变。

通过高分辨电子显微技术, 观察到高锰 TRIP 钢中的 $\alpha'$ -马氏体是在 $\epsilon$ -马氏体交界处形成。 $\alpha'$ -马氏体的形核和长大需要消耗一定数量的 $\epsilon$ -马氏体<sup>[1]</sup>。从晶体学角度分析, fcc 与 hcp 的差别仅在于密排面的堆垛次序不同。前者为 ABCABC..., 后者为 ABABAB...。因为奥氏体和 $\epsilon$ -马氏体的晶格都是最紧密的排列, 所以只要奥氏体中每两层  $(111)_\gamma$  沿  $[11\bar{2}]$  方向做一个  $19^\circ 28'$  的切变, 就可以使面心立方晶格转换成密排六方晶格; 切变可以用位错柏氏矢量  $\mathbf{b}$  表示, 其大小为  $b = a/6[11\bar{2}]_\gamma$  (或  $a/3[1\bar{1}00]_\epsilon$ ), 其中,  $a$  为晶格常数, 如图 5 所示。用位错矢量来描述  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  转变过程, 将 $\epsilon$ -马氏体中的  $(0001)_\epsilon$  按  $[1\bar{1}00]_\epsilon$  方向作一个  $a/6[1\bar{1}00]_\epsilon$  的反向位移 (对滑移——shuffling, 相当于原奥氏体的  $(111)_\gamma$  在  $[11\bar{2}]$  方向反向移动  $a/12[11\bar{2}]_\gamma$ ), 使得 $\epsilon$ -马氏体转换成 $\alpha'$ -马氏体<sup>[7]</sup>。

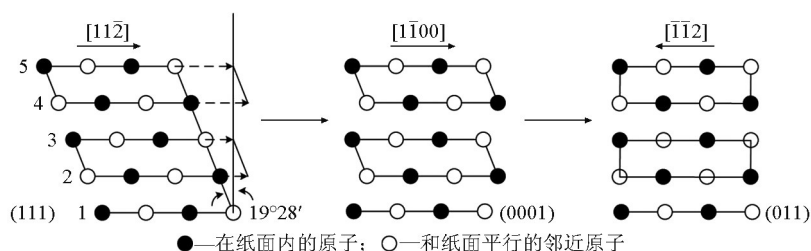


图5  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  相变模型  
Fig.5 Mechanism of  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$

### 2.3 VC 沉淀粒子对形变孪晶的影响

Fe-Mn-C 系 TWIP 钢本身具有极高的锰含量, 热轧及冷轧都相对比较困难。所选的碳化物应尽可能的在较低温度下析出, 从而降低轧制过程中的轧机负荷。因此, 选择碳化钒 (VC) 沉淀粒子作为氢陷阱来抑制氢的扩散, 从而改善延迟断裂问题。笔者研究了晶粒尺寸及沉淀粒子对 TWIP 钢抗延迟断裂性能的影响, 并对形变孪晶与沉淀粒子的交互作用机制进行了探讨。对相同晶粒尺寸的含 V 及不含 V 实验钢进行拉伸实验, 分析了 VC 析出粒子对拉伸变形过程中 TWIP 钢加工硬化速率的影响, 并结合高分辨电子显微 (HR-TEM) 分析的观察来分析研究变形过程中 VC 沉淀粒子对形变孪晶增殖的影响及其交互作用机制。

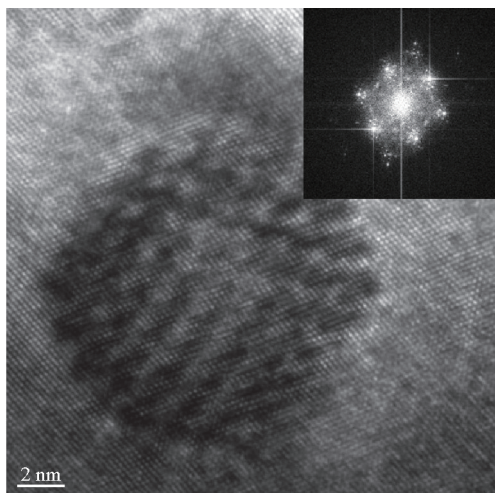
为消除晶粒尺寸对材料加工硬化行为的影响, 通过对两种不同化学成分实验钢进行不同温度的固溶处理得到了晶粒尺寸相近的显微组织。结果

显示, TWIP 钢在单向拉伸过程中, 产生形变孪晶, 随着变形量的增加, 位错密度和形变孪晶的密度增大, 孪晶间距和片层厚度减小, 在奥氏体晶内出现多组孪晶集束并相互交割。形变孪晶使奥氏体基体受到分割, 形成细晶强化效应; 形变孪晶的逐渐产生使塑性变形得以持续进行, 延缓了断裂进程, 使材料获得高塑性。

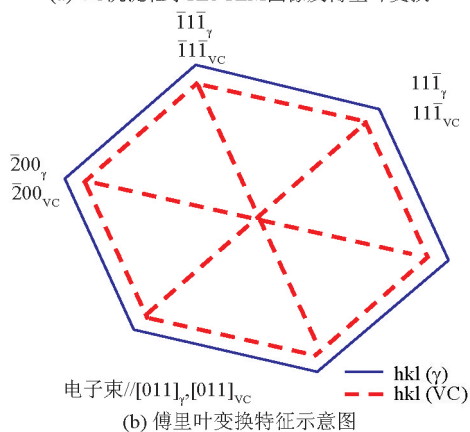
通过对两种实验钢进行不同温度的固溶处理, 得到了晶粒尺寸相近的显微组织。对力学性能进行了测试, 结果显示 VC 沉淀粒子对材料强度的影响体现在两方面: 一方面通过控制基体晶粒尺寸的长大, 起到间接的细晶强化的作用; 另一方面则是通过弥散的 VC 沉淀粒子的析出而起到强化的作用。

对两种不同化学成分, 晶粒尺寸相近的 TWIP 钢的加工硬化速率 ( $d\sigma/d\epsilon$ ) 随真应变 ( $\epsilon$ ) 的变化关系进行曲线分析, 发现 VC 沉淀粒子在变形初期就对形变孪晶的形成有着明显的抑制作用, 并且在后续变

形过程中VC颗粒对形变孪晶的增殖起到了阻碍作用。通过TEM分析,发现材料晶粒内部含有大量的VC沉淀粒子,沉淀粒子尺寸在6~100 nm,只有极少数的沉淀粒子超过100 nm。图6为实验钢VC沉淀粒子的高分辨图像。通过高分辨图像,可以看出VC沉淀粒子与 $\gamma$ 基体呈现 $[011]_{\gamma}/[011]_{VC}$ 的取向关系。



(a) VC沉淀粒子HR-TEM图像及傅里叶变换



(b) 傅里叶变换特征示意图

图6 含钒TWIP钢变形前的HR-TEM分析  
Fig.6 HR-TEM analysis of TWIP steel before deformation

通过HR-TEM观察发现,沉淀粒子与形变孪晶之间交互作用存在以下3种形式:当沉淀粒子尺寸较小,形变孪晶可穿过沉淀粒子而继续传播;随着沉淀粒子的长大,一部分形变孪晶可以穿过,而另一部分停止在沉淀粒子的界面处;当沉淀粒子大于50 nm,形变孪晶停止在沉淀粒子内部或界面处,孪晶的增殖完全被抑制。

#### 2.4 薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢

因高锰TWIP/TRIP钢具有较高的锰含量,其线膨胀系数大、导热性较低、热应力和收缩应力较大,故生产过程中的热加工性较差。高锰TWIP/TRIP

钢具有较高的加工硬化率,对轧机要求高,故冷轧只能采用小压下量多道次方式进行<sup>[22]</sup>,所以在进行热轧和冷轧生产时均相对比较困难。双辊薄带铸轧技术是一项薄带近终成型技术,它将凝固与成型融为一体,把铸造与压力加工合二为一,大大简化了工序、缩短了流程,缩减了板带厚度减少冷轧压下量,有望解决常规工艺生产困难的问题。

双辊薄带铸轧工艺原理是将钢液直接浇注在一对反向旋转且内部通水冷却的铸辊之间,在辊缝中完成浇铸、冷却、结晶、凝固、轧制和出坯这一系列的工艺过程使金属液在两辊间凝固形成薄带。该技术的特点是金属凝固和轧制变形同时进行,液态金属在结晶凝固的同时承受压力加工和塑性变形,在很短时间内完成从液态金属到固态薄带的全过程。近年来,德国Tyhssen-Krupp及韩国POSCO等国外钢铁企业都已成功地用薄带铸轧技术生产出Fe-Mn-Si-Al系、Fe-Mn-C系高锰钢薄带以及薄带冷轧产品,如前言中所述。而国内TWIP钢的研究起步较晚,利用薄带铸轧技术生产Fe-Mn-C系TWIP钢尚属探索阶段。因此,研究利用双辊薄带铸轧技术生产高锰TWIP/TRIP钢以及处理工艺、组织性和变形机理是十分必要的。

笔者研究了薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢的生产流程,探索了薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢的后处理工艺,利用电子背散射衍射分析(EBSD)观察并分析了不同工艺过程中显微组织的特点,并通过测试不同工艺下高锰TWIP/TRIP钢的力学性能,确定高锰TWIP/TRIP钢薄带生产的最优工艺。利用OM、SEM、TEM等检测手段对比分析了薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢和常规工艺制造的高锰TWIP/TRIP钢凝固组织及拉伸变形前后显微组织的特征,在此基础上分析了薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢的变形机理。

利用中频率感应炉将上述原材料按一定的成分配比熔炼成35 kg的钢水,铸轧成厚度为2.5 mm,宽度为130 mm,长约7 m的薄带。铸轧薄带表面质量良好,边部整齐,如图7所示。铸轧薄带空冷后无固溶处理,经过酸洗后直接冷轧至0.8 mm,冷轧压下量为68%,再经过800 °C固溶处理5 min后空冷。



图7 铸轧TWIP钢双辊铸轧薄带形貌

Fig.7 Appearance of twin-roll cast strip of TWIP steel

表2示出了孪晶强化钢经薄带铸轧工艺与常规工艺后力学性能的对比。由表2可知,TWIP钢经薄带铸轧工艺处理的屈服强度及抗拉强度均较常规工艺高,断裂总延伸率达到常规工艺的95%以上。图8示出了薄带铸轧工艺及常规工艺得到的TWIP钢的力学性能,以及加工硬化速率随真应变的变化关系。在拉伸变形过程中,由于TWIP钢的层错能较低,形变孪晶很容易产生。因形变孪晶与其他大角晶界一样,对位错的运动是很强的阻碍,同时对其他形变孪晶的传播也是强烈的阻碍,从而产生较高的加工硬化速率,同时获得较大的无颈缩延伸,即产生了TWIP效应。但是,铸轧工艺得到的试样晶粒相对细小,抑制了变形过程中形变孪晶的产生,导致了较小的加工硬化效应,因此对总延伸率的贡献相对于常规工艺要小。

表2 常规工艺与铸轧工艺得到的高锰TWIP钢力学性能的对比

Table 2 Comparison of the mechanical properties of the two different processes

	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa	延伸率 /%	强塑积 /MPa·%
铸轧板	420	1 070	58	62 060
常规板	380	1 000	60	60 000

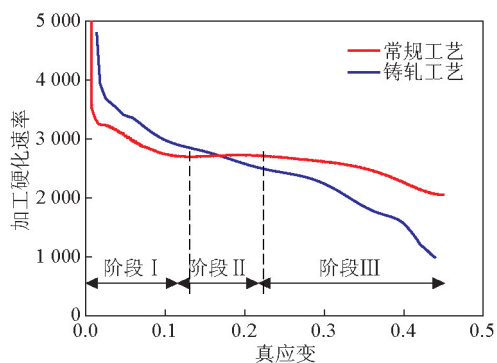


图8 铸轧工艺及常规工艺得到的TWIP钢加工硬化速率随真应变的变化关系

Fig.8 Evolution of strain hardening rate with true strain during tensile test of TWIP steels manufactured by strip casting and conventional process

通过TWIP钢薄带铸轧的实验室研究发现,利用薄带铸轧技术制造TWIP钢可以获得表面质量好、边部整齐、无宏观裂纹的薄带坯。通过对薄带铸轧TWIP钢后处理工艺的研究表明,铸轧薄带无需固溶处理,可直接酸洗后冷轧至所需的厚度(冷

轧压下量应 $\geq 50\%$ ),可在保证材料性能的基础上大幅减少生产工序,避免材料在热轧过程中造成的材料热损耗,降低生产成本。通过对薄带铸轧TWIP钢后处理工艺的研究表明,Fe-Mn-C系TWIP钢铸轧薄带经直接酸洗冷轧后,较经过热轧的薄带力学性能更优。与常规工艺制造的相同成分的TWIP钢相比,薄带铸轧TWIP钢经过直接冷轧后,其屈服强度有所提升且均匀延伸率可达常规工艺的96%。因此,研究利用双辊薄带铸轧技术生产TWIP钢以及处理工艺、组织性和变形机理是十分必要的,为采用双辊薄带铸轧技术工业化生产TWIP钢提供了前期基础。

### 3 结语

薄带铸轧高锰TWIP/TRIP钢显示出很大的潜力,其发展正处于实验研究向工业化生产的转化阶段。随着POSCO等世界大型钢铁企业对高锰TWIP/TRIP钢的深入研究和开发,高锰TWIP/TRIP钢的力学性能、可镀性、表面质量等各项指标的综合性能将越来越稳定。以汽车轻量化为目的而开发的、具有优良综合力学性能的高锰TWIP/TRIP钢将逐渐成为汽车用钢的主力军,对钢铁工业和汽车轻量化发展将起到积极地推动作用。为解决高锰TWIP/TRIP钢产业化所面临的主要问题,需重点研究其近终成型加工工艺,还需要加强对孪晶、析出粒子、层错及马氏体之间的交互作用机制和机理的深入探究。

### 参考文献

- [1] 马丽莉,卫英慧,闫彬,等.孪晶诱导塑性(TWIP)钢组织与性能研究现状[J].材料热处理技术,2012,41(10):82-88.
- [2] Mi Zhenli, Tang Di, Yan Ling, et al. High Strength and high plasticity TWIP steel for modern vehicle [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2005, 21(4): 451-455.
- [3] Senuma T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets [J]. ISIJ International, 2001, 41: 520-532.
- [4] Wang Shu Han, Liu Zhen Yu, Zhang Wei Na, et al. Microstructure and Mechanical Property of Strip in Fe-23Mn-3Si-3Al TWIP Steel by Twin Roll Casting [J]. ISIJ International, 2009, 49(9): 1340-1346.
- [5] 康永林.现代汽车板成型理论与技术[M].北京:冶金工业出版社,2009.
- [6] CITIC-CBMM 中信微合金化技术中心.汽车用钕微合金化钢板[M].北京:冶金工业出版社,2006.
- [7] Zhang Weina, Liu Zhenyu, Zhang Zhibo, et al. The crystallographic mechanism for deformation induced martensitic transformation observed by resolution transmission electron microscope [J]. Materials Letters, 2013, 91: 158-160.
- [8] De Cosmo M, Galantucci L M, Tricarico L. Design of process

- parameters for dual phase steel production with strip rolling using the finite-element method [J]. *Journal of Materials Processing echnology*, 1999, 92-93: 486-493.
- [9] 王 利, 杨雄飞, 陆匠心. 汽车轻量化用高强度钢板的发展 [J]. *钢铁*, 2006, 42(9): 1-8.
- [10] 王书哈, 刘振宇, 张维娜, 等. TWIP 钢不同温度变形的力学性能变化规律及机理研究 [J]. *金属学报*, 2009, 45(5): 573-578.
- [11] 张维娜, 刘振宇, 王国栋. 高锰 TRIP 钢的形变诱导马氏体相变及加工硬化行为 [J]. *金属学报*, 2010, 46(10): 1230-1236.
- [12] 张志波, 刘振宇, 张维娜. VC 沉淀粒子对 TWIP 钢加工硬化行为的影响 [J]. *金属学报*, 2012, 48(9): 1067-1073.
- [13] Scott C, Allain S, Faral M, et al. The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications [J]. *La Revue de Metallurgie-CIT*, 2006, 6: 293-302.
- [14] Cugy P, Hildenbrand A, Bouzekri M. A super-high strength Fe-Mn-C austenitic steel with excellent formability for automobile applications [C] // 1st International Conference on Super-High Strength Steels. Rome, Italy, 2005.
- [15] 齐殿威, 周舒野. 韩国浦项制铁公司 TWIP 钢的研发进展 [J]. *上海金属*, 2009, (31): 7-12.
- [16] Ding Hua, Tang Zhengyou, Li Wei, et al. Microstructures and mechanical properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels [J]. *Journal of iron and steel research*, 2006, 13(6): 66-70.
- [17] 李 卫, 唐正友, 王 玫, 等. 高锰奥氏体 TRIP/TWIP 钢组织和力学性能 [J]. *钢铁*, 2007, 42(1): 71-75.
- [18] 严 玲, 唐 荻, 米振莉, 等. 不同加工工艺对高强高塑性 TWIP 钢组织与性能的影响 [J]. *热加工工艺*, 2005(8): 15-17.
- [19] 熊荣刚. TWIP 钢在不同应变速率下的应变行为研究 [D]. 上海: 上海大学, 2008.
- [20] Chen Liqing, Zhao Yang, Qin Xiaomei. Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2013, 26(1): 1-15.
- [21] Ueji R, Tsuchida N, Terada D, et al. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure [J]. *Scr Mater*, 2008, 59: 963-966.
- [22] Vercammen S, Blanpain B, De Cooman B C. Cold rolling behavior of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP steel: The importance of deformation twinning [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52: 2005-2010.

## State of the art for research, development and applications of high manganese TWIP/TRIP steel

Zhang Weina, Liu Zhenyu, Wang Guodong

(The State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**[Abstract]** The present progress and applications in research on high manganese twinning induced plasticity and transformation induced plasticity (TWIP/TRIP) steel were summarized. The influence of grain size on TWIP effect was investigated. The evolution of grain size was investigated, which the mechanism of deformation twin evolution was analyzed. The deformation mechanism of deformation induced martensite and deformation twin was investigated. The effect of vanadium carbide (VC) precipitates on the delayed crack and strain hardening behavior was investigated, and the interaction between VC precipitates and deformation twin was discussed. The post-treatment technology, microstructure, mechanical properties and deformation mechanism of high manganese TWIP/TRIP steel fabricated by using twin-roll strip casting were investigated.

**[Key words]** high manganese TWIP/TRIP steel; twin-roll strip casting; deformation mechanism; deformation induced martensite; deformation twin