

DOI:10.13228/j.boyuan.issn1005-8192.20220102

# 30Mn7Al 汽车钢的力学性能与微观结构

孙国强<sup>1</sup>, 张杭州<sup>2,3</sup>, 康庆宇<sup>2,3</sup>, 杨沐鑫<sup>2,3</sup>, 宁小智<sup>1</sup>, 吴林<sup>1</sup>

(1. 钢铁研究总院有限公司工程用钢研究所, 北京 100081; 2. 中国科学院力学研究所非线性力学国家重点实验室, 北京 100190; 3. 中国科学院大学工程科学学院, 北京 100049)

**摘要:** 提出一种成分为 0.3C-7Mn-0.5Al (质量分数, %) 的新型第三代汽车钢, 通过 20%~65% 冷轧及后续 625~675 °C 退火处理, 获得近等比马氏体/亚稳奥氏体双相组织, 具有 1.0 GPa 以上拉伸屈服强度, 以及 60~75 GPa·% 强塑积 (抗拉强度与断后伸长率之积)。原位拉伸观测表明, 冷轧退火态样品表现出多重非均匀塑性变形特征: 在初始塑性应变阶段, 显示出屈服降及吕德斯应变平台; 在随后的加工硬化阶段, 产生动态应变时效诱导应力阶跃。通过变形微结构的 EBSD、TEM 和 3D-APT 观测指出, 动态微带变形及局部相变传递使样品在更大应变范围内持续应变硬化, 是实现其优异力学性能主要微观机制。

**关键词:** 第三代汽车钢; 加工硬化; 吕德斯变形; 动态应变时效; TRIP 效应

文献标志码: A 文章编号: 1005-8192(2022)06-0119-10

## Microstructure and mechanical properties of 30Mn7Al automobile steel

SUN Guoqiang<sup>1</sup>, ZHANG Hangzhou<sup>2,3</sup>, KANG Qingyu<sup>2,3</sup>,  
YANG Muxin<sup>2,3</sup>, NING Xiaozhi<sup>1</sup>, WU Lin<sup>1</sup>

(1. Department of Structural Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;  
2. State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, 100190 Beijing, China; 3. School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, 100049 Beijing, China)

**Abstract:** A novel medium-Mn automotive steel has been designed to achieve unprecedented mechanical properties with tensile yield strength above 1.0 GPa and the product of strength and elongation exceeding 60–75 GPa·%. The tensile behavior is characterized by inhomogeneous deformation, which shows an incipient yield drop effect followed by a large Lüders straining and then several Portevin-Le Chatelier bandings during work-hardening stage. The multiple work-hardening mechanisms behind the unique mechanical properties are revealed by EBSD, TEM, 3D-APT, and in-situ DIC observations. These results indicated that the inhomogeneous martensitic transformation occurred only within the local deformation zone, and only a small amount of martensite was required for the generation and propagation of Lüders and PLC microbands, which could provide a sustainable transformation-induced plasticity (TRIP) effect prolonging to a larger strain range. Consequently, not only the microband propagation, but also its induced local phase transitions played an important role in the multiplication of mobile dislocations, both of which provide a high density of mobile dislocations to enable strong strain hardening capabilities and the resulting unique mechanical properties.

**Key words:** the third-generation automotive steel; strain hardening behavior; Lüders deformation; dynamic strain aging; TRIP effect

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51601204)

作者简介: 孙国强 (1986—), 男, 硕士, 工程师; E-mail: sunguoqiang@necast.com; 收稿日期: 2022-08-22

通讯作者: 杨沐鑫 (1982—), 男, 博士, 副研究员; E-mail: mxyang@lnm.imech.ac.cn

近十余年来,中锰钢凭借优异的强度-塑性匹配、成型性和低成本,在汽车、机械制造等领域获得了较为广泛的结构应用<sup>[1-2]</sup>。典型中锰钢主要合金含量包括 4%~10% Mn 和 0.15%~0.5% C (质量分数),其显微组织以含体积分数近 30%~50% 的(层状/粒状)亚稳态残余奥氏体为主要特征<sup>[2-3]</sup>,塑性变形时发生残余奥氏体向马氏体的持续动态转变,使其强塑积(抗拉强度与断后伸长率之乘积)达 30 GPa·%,抗拉强度可达 1.0~1.5 GPa<sup>[3-4]</sup>。然而,中锰钢在具有可观拉伸塑性(断后伸长率不小于 10%)的优势下,拉伸屈服强度偏低(通常为 0.5~0.8 GPa)已成为该类钢种发展的掣肘问题<sup>[2-4]</sup>。

针对这一问题,中锰钢领域目前主要研究多集中于通过合金成分调整,实现残余奥氏体稳定性及其形态、含量等优化的工艺探索,以弥补中锰钢拉伸屈服强度偏低的不足<sup>[2-5]</sup>。中锰钢典型显微组织,通常由高温回火马氏体基体及其板条间粒状或薄膜状亚稳奥氏体混合构成的均匀双相结构<sup>[6]</sup>。在少数情况下,上述均匀双相组织中也会存在少量的、以回火碳化物为主的析出相,但其在基体组织中的分布仍呈均匀分布特征<sup>[5-7]</sup>。这些析出相通常有利于中锰钢的进一步强化,但其对中锰钢韧塑性的影响规律,迄今尚鲜有报道;同时,相应的析出动力学,以及析出形态和分布的调控尚缺乏行之有效的技术途径予以实现。由此,通过热机械加工方法调整和合金成分设计,控制/放大析出强化效应,成为中锰钢领域中的一个新兴研究方向<sup>[2-5]</sup>。

除通过析出物控制对中锰钢进行性能优化外,最近,一些文献提出多级、多相、跨尺度微结构(异构)构筑,提高材料强塑性匹配的新型强韧化策略<sup>[2,8-9]</sup>。该策略蕴含的基本物理冶金学原理有<sup>[8-9]</sup>:(1) 微结构非均匀化构筑,促进了变形过程中几何必需位错增殖和积累,诱发应变梯度协调塑性变形,提高塑性;(2) 引入多级相界、晶界和孪晶界等微结构界面,造成额外强韧化;(3) 微结构非均匀化构筑,增强了材料的微观力学响应差异,引起额外加工硬化。可见,利用异构构筑进一步实现中锰钢诱导强韧化具有牢固的理论基础,目前相应的构筑工艺方法亟待探索<sup>[2-8]</sup>。

在对(0.1-0.5)C-(4-12)Mn 中锰钢文献进行大量调研的基础上,提出超高强塑积中锰钢的化学成分设计为 0.3C-7Mn-0.5Al (质量分数)。其主要特

点是:(1) 选择中限 Mn 含量,既保证残余奥氏体的室温稳定性,又便于工业化冶炼加工,尽可能避免由于 Mn 元素添加过多而导致的晶界脆性问题<sup>[10]</sup>;(2) 设计中上限 C 元素含量,在保证淬火态马氏体基体的淬硬性和强度的同时增加了室温残余奥氏体稳定性<sup>[2-3]</sup>;(3) 添加 0.5% (质量分数)的 Al 元素,进一步提高固溶强化效果<sup>[3-4]</sup>。在此基础上,提出一种利用冷轧后两相区退火方法,实现等近比马氏体和残余奥氏体复相显微组织异构调控,以期获得优异屈服强度-强度积匹配。

## 1 实验材料与研究方法

采用氩气保护真空熔炼技术,完成 50 kg 实验钢铸锭冶炼,实测化学成分如表 1 所示。

表 1 30Mn7Al 钢的实测化学成分(质量分数)

30Mn7Al steel							%	
C	Mn	Al	Si	S	P	O	N	
0.28	6.70	0.46	0.003	0.002	0.005	0.003	0.003	

在此基础上,对铸锭进行均匀化处理:铸锭在真空热处理炉中进行氩气保护的 1 250 °C × 2 h 均匀化处理,出炉后空冷;随后,进行热锻开坯,开锻温度 1 150~1 180 °C,采用不小于 4 的锻造比开坯,终锻温度不小于 900 °C,终锻成 5 mm 厚板坯,锻后立即油冷;之后,对热锻坯在室温下进行压下量为 20%~65% 的冷轧加工;最后,对热轧或冷轧板材在 620~680 °C 温度范围内分别进行 0.5 h 的两相区等温退火处理。

将热处理后的拉伸及冲击毛坯样进行机械加工制成标准试样后进行力学性能实验。室温拉伸性能测试在国产 HS-WDW 万能拉伸实验机上进行,应变速率为  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。拉伸样品标距段尺寸为 1.2 mm × 2.5 mm × 18 mm。所有拉伸试样沿冷轧纵向取样。原位拉伸行为观测采用 GOM 公司开发的 Aramis3.0 非接触式 3D 应变测量系统进行局部应变采集,对数字图像相关(DIC)图像采集后进行处理和测量。为完成样品标距段制斑过程,在 DIC 测量之前,先在样品上喷涂白色底漆,再喷涂黑色涂料来创建随机散斑<sup>[11-12]</sup>。

采用 JSM-7001 扫描电子显微镜(SEM)对电抛光样品进行电子背散射衍射(EBSD)观测,采集步长为 0.15~0.08 μm,采用 TSL-OIM 软件进行

数据分析。透射电镜 (TEM) 观察在 JEOL-2100F 型透射电镜上完成,操作电压为 200 kV。透射样品在 20~25 °C 条件下用双喷法经电解抛光减薄制得,电解液为 5% (体积分数) 高氯酸酒精溶液。观察面为挤压料纵向铅垂面。

用于三维原子探针层析技术 (3D-APT) 测试样品,采用通过提升法制备针尖形样品,并通过聚焦离子束 (FIB) 进行环形铣削。3D-APT 表征使用配备有光斑尺寸为 2 μm,波长为 355 nm 的紫外激光器的 CAMECA LEAP5000 XR 仪器进行,检测效率约为 52%。3D-APT 数据是在激光脉冲模式下采集,样品温度为 50 K,目标蒸发速率为 5 ions/1 000 pulses,脉冲速率为 250 kHz,激光脉冲能量为 40 pJ。采用 IVAS 3.8.10 软件对 APT 数据进行了重构及分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 热轧后退火样品的室温拉伸性能

按照国标 GB/T228.1 要求,沿轧制变形方向对热轧退火板材进行取样及测试,测试温度室温,拉伸应变速率为  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ,测试所得工程应力应变曲线如图 1 所示。由图 1 可见,热轧样品经 620~650 °C 温度范围退火处理后具有 450~650 MPa 屈服强度,以及近 20% 的拉伸均匀伸长率。而经 660 °C 及以上温度退火后,该退火温度已接近  $A_{c3}$ ,样品内奥氏体稳定性下降且含量减小,样品伸长率显示较为明显的减小。

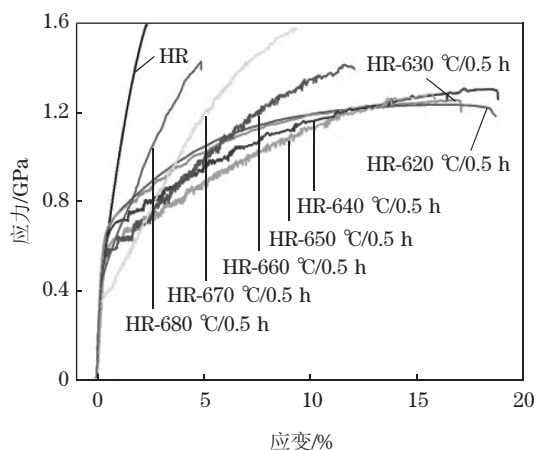


图 1 初始热轧态 30Mn7Al 钢的室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 1 Tensile engineering stress-strain curves for the initial hot-rolled 30Mn7Al steel

与文献已报道的(0.1-0.5)C-(4-12)Mn 中锰钢

性能相比,经上述热轧淬火处理后,样品强度处于中限范围,而拉伸塑性偏低<sup>[2-4]</sup>。

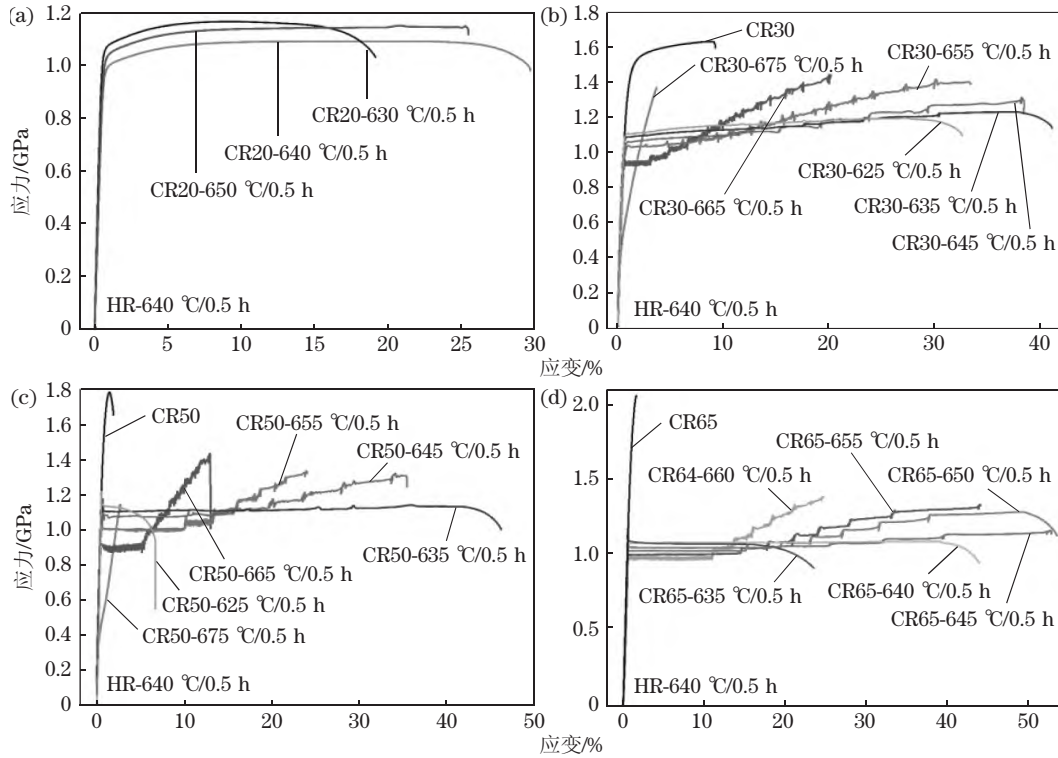
### 2.2 冷轧后退火样品的室温拉伸性能

对热轧板进行 20%~65% 冷轧处理,并在 625~675 °C 进行后续退火处理。图 2 示出冷轧后退火样品的室温拉伸应力-应变曲线。由图 2(a)~(d) 可见,通过冷轧变形量和轧后退火温度调控,可获得 1.05~1.40 GPa 拉伸强度与 20%~55% 断后伸长率的性能匹配。相应地,冷轧后退火样品的强塑积 (抗拉强度与断后伸长率之积),可通过增加冷轧压下量,以及优化退火温度的调控方法实现提升。例如,经 65% 冷轧和 645~655 °C 退火处理后,强塑积可达 60~70 GPa·% (图 2(d)),这一数据已与高锰 TWIP 钢 (如 22Mn-0.6C、30Mn-3Si-3Al 钢等<sup>[13-14]</sup>) 典型性能指标 (强塑积 60~80 GPa·%) 相近或相当。

进一步地,将冷轧退火样品性能指标汇总于图 3(a) 和 3(b)<sup>[13-20]</sup>,并将冷轧退火样品的最典型性能数据与其他高性能钢进行对比,如图 3(c) 和 3(d) 所示。不难发现,相比于热轧退火样品,冷轧退火样品的强度和塑性实现同步提升 (图 3(a)); 冷轧退火样品强塑积 (UTS×TE) 的提高紧密依赖与其拉伸均匀塑性 (UE) 的增加 (图 3(b)); 相比于经成分和微观精细设计的典型先进合金结构材料 (包括高比强度钢 (HSS)<sup>[15-16]</sup>, 变形配分钢 (D&P)<sup>[17]</sup>, 高熵合金 (HEA)<sup>[18]</sup>, 相变诱发塑性钢 (TRIP)<sup>[2-4,19-20]</sup>, 以及超细晶结构孪晶诱发塑性 (UFG-TWIP) 钢<sup>[13-14]</sup> 等), 冷轧退火态 30Mn7Al 钢的均匀拉伸伸长率、强塑积和强韧性匹配等均较为优异 (图 3(c) 和 3(d))<sup>[13-20]</sup>。

### 2.3 冷轧后退火样品的微观结构

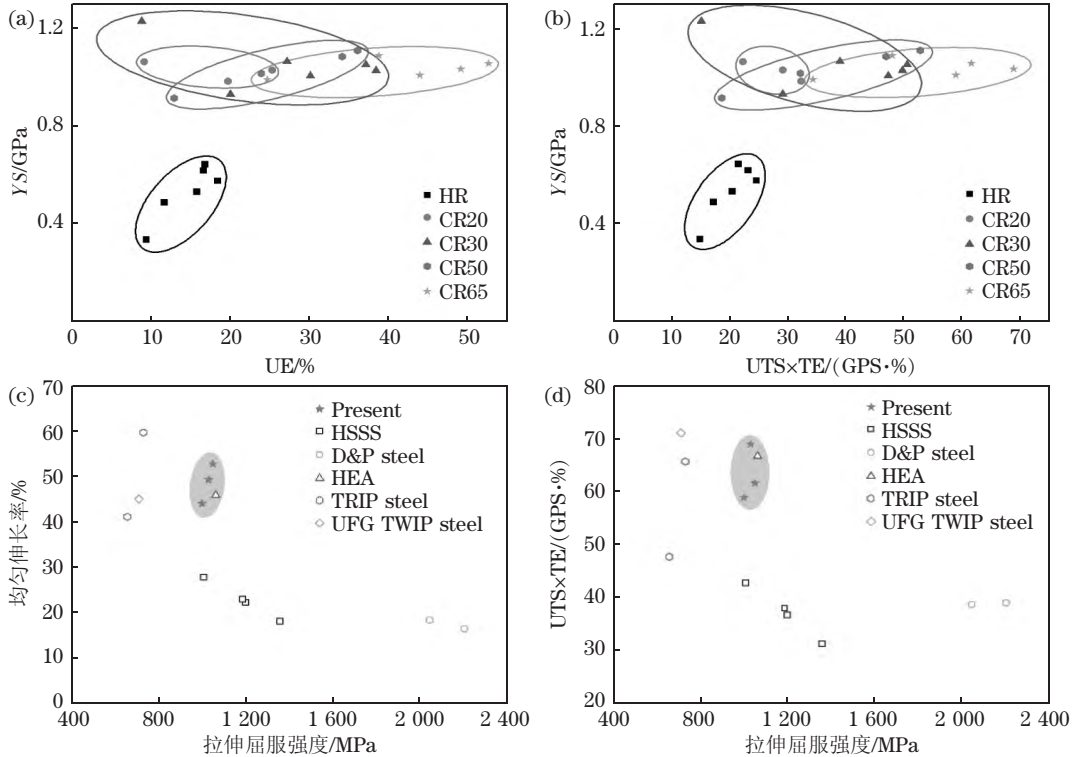
图 4 为热轧态 (HR)、热轧退火态 (HR-640 °C/0.5 h)、以及冷轧退火态样品 (HR-640 °C/0.5 h-CR30-645 °C/0.5 h) 的 EBSD 晶粒取向反极图 (IPF mapping) 及相组分图 (phase mapping) 的对比。由图 4 可见,1) 热轧样品微观上呈现全板条马氏体的组织结构; 2) 热轧退火态和冷轧退火态样品组织均以板条马氏体为基体,板条间存在大量粒状或层状残余奥氏体; 3) 相比于热轧退火态,冷轧退火组织中原奥氏体、马氏体板条、以及残余奥氏体均更加细小,体积分数略大; 4) 随冷轧量引入,变形晶粒内储存的应变能增多,两相区临界退火后的结构从板条状转变为球状。例如,热轧态和热轧退火后



(a) 20%冷轧+退火; (b) 30%冷轧+退火; (c) 50%冷轧+退火; (d) 65%冷轧+退火。

图 2 退火态 30Mn7Al 钢的室温拉伸应力-应变曲线

Fig. 2 Tensile engineering stress-strain curves for 30Mn7Al steel after annealing



(a) 拉伸屈服强度-均匀伸长率; (b) 拉伸屈服强度-强塑性积 (抗拉强度  $UTS \times$  断后伸长率  $TE$ );

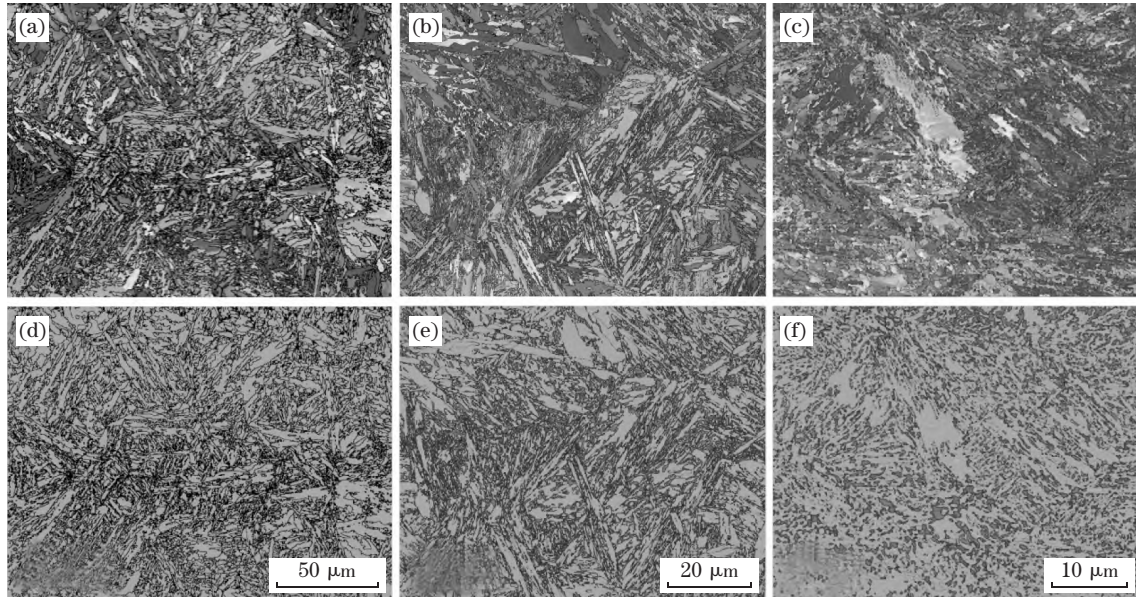
(c) 均匀伸长率-拉伸屈服强度; (d) 强塑性积-拉伸屈服强度。

图 3 30Mn7Al 钢与其他高性能钢的强韧性对比

Fig. 3 Comparison of the strength-plastic synergy between the investigated 30Mn7Al steel and other high-performance steels

的样品微结构,主要呈现板条状结构(图 4(a)、(d)和 4(b)、(e)),而较高冷轧量下的样品微结构,主要呈现球状结构(图 4(c)、(f)),并保留少数未再结晶的带状组织。可见,在冷轧退火状态下,样品具有更

加细小的双相晶粒尺寸且残余奥氏体更加稳定。因此,冷轧退火样品在拉伸变形过程中,能够展现出更为强烈的 TRIP 效应,在宏观上表现出更高的加工硬化能力并获得更为优异的拉伸塑性和强塑积。



(a)、(d) 热轧样品(HR); (b)、(e) 热轧退火样品(HR-640 °C/0.5 h);  
(c)、(f) 热轧后冷轧及退火样品(HR-640 °C/0.5 h-CR30-645 °C/0.5 h)。

图 4 不同热处理状态样品的 EBSD 晶粒取向反极图和相组分图

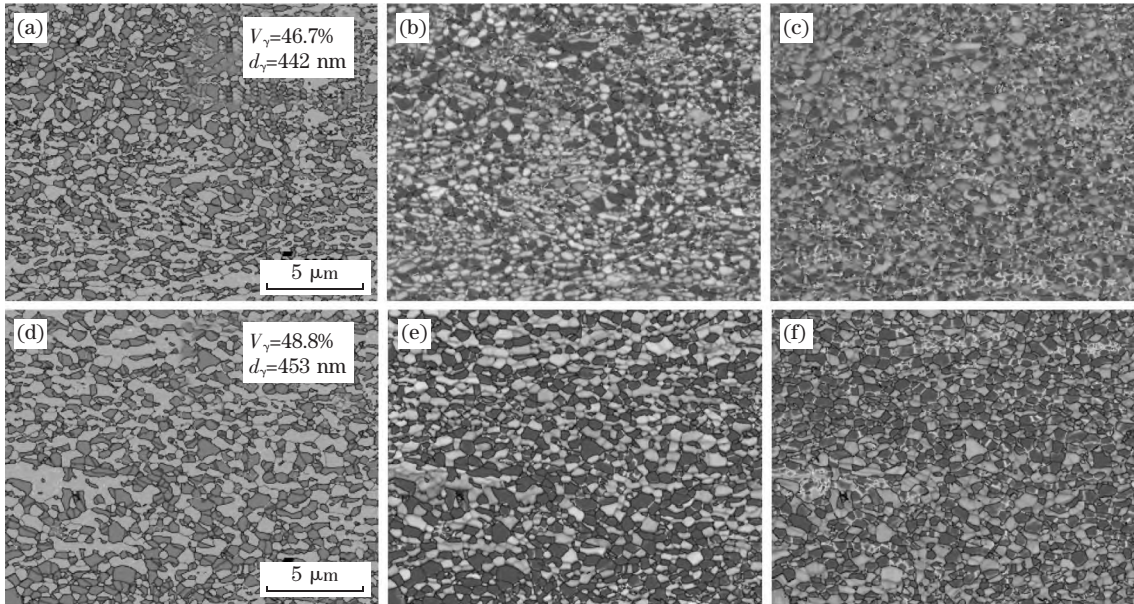
Fig. 4 EBSD IPF and phase mappings of 30Mn7Al steel after different treatments heat

图 5 为冷轧后经 650 °C 及 660 °C 不同温度退火 0.5 h 处理(分别记为 IA650 和 IA660)样品的 EBSD 相组分和 KAM 值分布图对比。由图 5(a)、(d) EBSD 相组分图,深色和浅色区域分别代表奥氏体和铁素体相;图 5(b)、(e)和(c)、(f)分别为拉伸断裂后 IA650 和 IA660 样品中奥氏体和铁素体相内部 KAM 值分布)可见,IA650 和 IA660 样品中残余奥氏体体积分数分别为 47%和 49%,残余奥氏体平均晶粒尺寸分别为 442 和 453 nm(图 5(a)~(c)和 5(d)~(f))。两者的残余奥氏体含量及其平均晶粒尺寸都十分近似,而两者间的塑性变形行为差别却十分明显,前者均匀伸长率约为后者的 2 倍(见图 2(d))。进一步分析表明,经拉伸变形断裂后,IA650 样品中奥氏体相,尤其是铁素体相内均呈现出较 IA660 样品更高的 KAM 值,表明 IA650 样品储存了更多位错,承担了更多塑性应变(图 5(b)、(c)和 5(e)、(f))。退火温度显著影响 C/Mn 元素配分,并使马氏体淬火硬性改变。因此,退火温度可能是造成两种样品中 KAM 值差异的主要原因<sup>[21]</sup>。

图 6 示出 IA650 样品的微结构及界面特征。

其中,图 6(a)为 IA650 样品的 EBSD 相组分映射图,表明 IA650 样品(强塑积最优)微结构中含有体积分数约 47%的残余奥氏体,残余奥氏体平均晶粒尺寸约 470 nm,铁素体平均晶粒尺寸约 520 nm,奥氏体中含有少量退火孪晶。

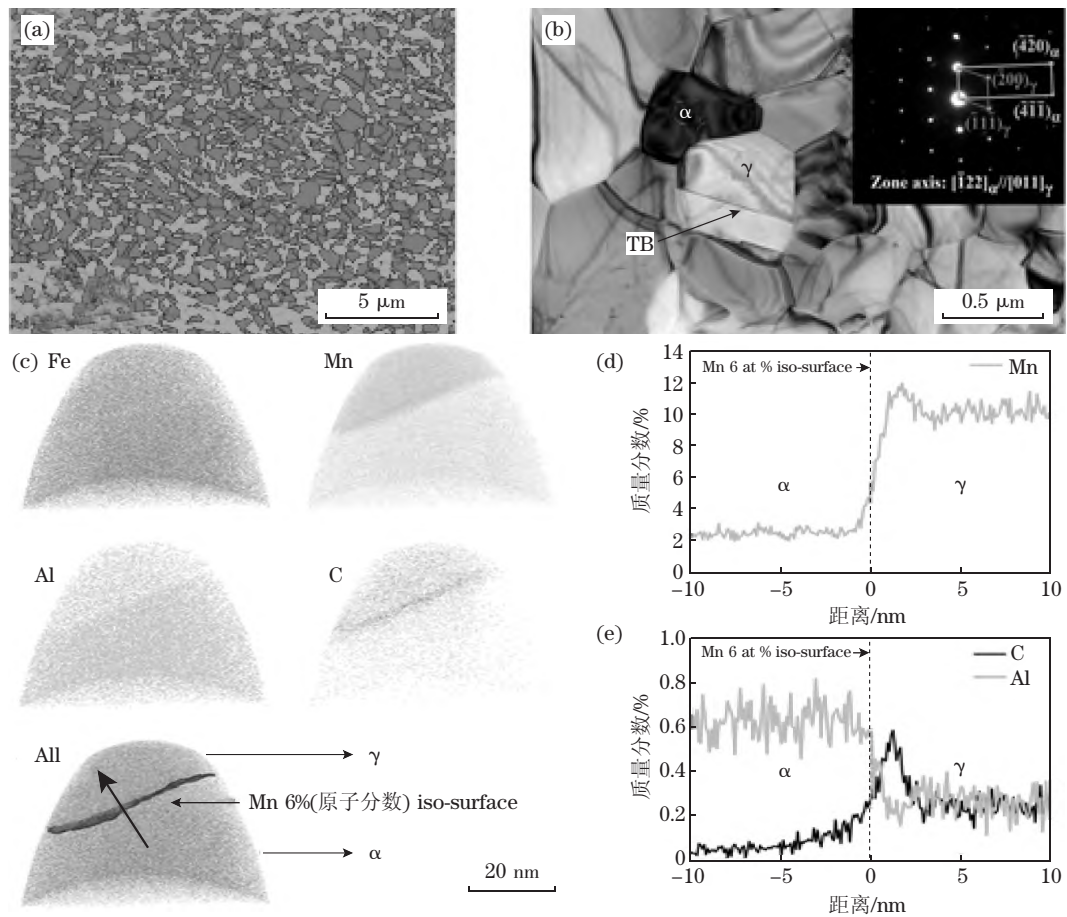
图 6(b)进一步通过 TEM 表征清晰地展示了 IA650 样品中铁素体基体及残余奥氏体晶粒的微观形貌,图中铁素体及残余奥氏体晶粒均为完全再结晶的等轴晶,两者晶粒尺寸相当,位相满足 Kurdjumov-Sachs (K-S) 关系<sup>[22]</sup>。通过对铁素体-残余奥氏体界面进行更加精细的三维原子探针层析重构(图 6(c)),可见 Mn 和 C 元素在残余奥氏体中大量富集,而 Al 元素在铁素体基体中富集,相界面上形成 C 原子的显著偏聚,其浓度约为 6%(原子分数),远高于宏观合金成分,如图 6(d)和 6(e)所示。据此不难推测,间隙 C 原子的界面偏析及其在亚稳奥氏体中的富集,均对变形微带形成和扩展,以及应变硬化过程中位错增殖中起促进作用,促使可动位错高密度和迁移率提高,最终显著增强了 30Mn7Al 的应变硬化能力<sup>[4,20]</sup>。



(a)~(c) 65%冷轧后 650 °C退火 0.5 h 样品,即 IA650 样品; (d)~(f) 65%冷轧后 660 °C退火 0.5 h,即 IA660 样品。

图 5 冷轧不同温度退火样品的 EBSD 相组分和 KAM 值分布图

Fig. 5 EBSD phase and KAM mappings of 30Mn7Al steel before and after tensile test



(a) 初始双相结构 EBSD 相组分图; (b) TEM 明场像照片; (c) 相界面三维原子探针层析图,显示 Mn 元素和 C 元素在相界面处偏聚;

(d), (e) 横跨相界面的 Mn、Al 及 C 元素浓度分布图,数据采集路径如(c)中粗箭头所示。

图 6 IA650 样品的微结构及界面特征

Fig. 6 Microstructure and interface characteristics of IA650 sample

### 2.4 冷轧后退火样品的强韧化机制

#### 2.4.1 微带变形行为

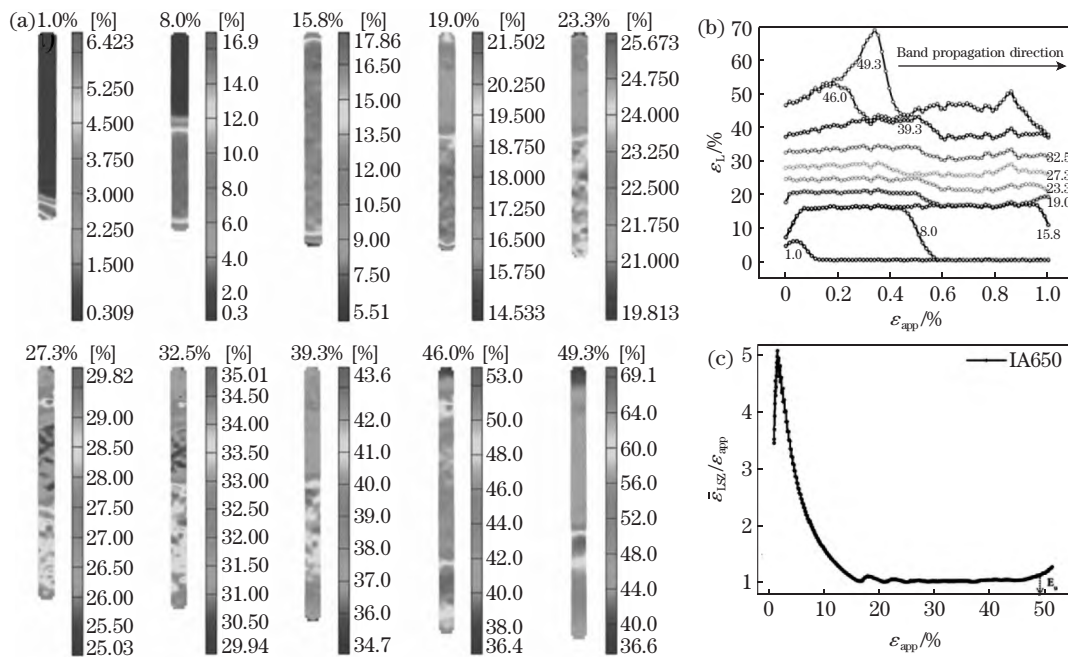
选取强塑性匹配最优的 IA650 和 IA660 作为对象研究其微观机制。随着冷轧量的增大,逐渐出现吕德斯带/PLC 带变形,两相区范围缩小,由图 2(b),(c)可见,强塑性匹配更优异<sup>[23-24]</sup>。

为弄清冷轧退火样品微带变形行为与样品宏观强韧性的内在关联及其微观机制,利用宏观数字图像相关(DIC)技术,对冷轧退火样品拉伸变形过程进行了原位实验表征。图 7(a)为冷轧退火样品在拉伸真应变为 1.0%~49.3%过程中样品标距段内,沿拉伸方向的局部应变云图的演化情况。由图 7 可见,应变局域化区域出现后,样品标距段的塑性变形集中发生在应变局域化区域内部,应变局域化区域外的塑性变形几乎保持不变,应变局域化区域内的应变随着外加应变增大的同时,其边界沿拉伸变形方向不断向样品标距段两端扩展。

在样品标距段内,沿着拉伸方向作五条直线作为数据统计路径。统计直线上每一点沿着拉伸方向的应变  $\epsilon_L$ ,并且对 5 根直线上统一高度上的  $\epsilon_L$  求平均值,图 7(b)表示的是在外加应变  $\epsilon_{app}$  下沿着标距段方向上应变  $\epsilon_L$  的分布。此处特将  $\epsilon_L > \epsilon_{app}$  的区域定义为应变局域化区域(LSZ);在不同应变下的应变局域化

区域的长度如图 7(b)所示。应变在 1.0%~32.5%时,应变局域化区域的长度随着应变的增大逐渐减小,从图 2(d)应力-应变曲线中可以看出,在这个过程中,多层板的应力值略有下降,即在这个过程中,如果应变局域化程度继续加剧,那么材料可能会发生颈缩失稳现象。当应变大于 8%时,应变局域化区域的长度逐渐增大,这是应变局域化区域的边界沿着拉伸方向传播导致的,从应力-应变曲线中可以看出,在这个过程中材料并没有发生颈缩失稳现象,相反,材料对应的应力开始上升。当材料变形至抗拉极限强度后,材料中的应变局域化区域的长度继续减小。

图 7(c)中,纵坐标  $\bar{\epsilon}_{LSZ}/\epsilon_{app}$  是指应变局域化区域中的应变的平均值与整个标距段中的应变的平均值的比值,我们用这个比值来反映应变局域化的集中程度,这一比值越大,表明应变局域化的程度就越高。 $\bar{\epsilon}_{LSZ}/\epsilon_{app}$  和外加应变的关系如图 7(c)所示,从图中可以看出当  $\epsilon_{app} > 4\%$  时应变局域化现象越来越明显,这一过程持续到  $\epsilon_{app} = 9\%$ ,此时对应图 2(b)中应力应变曲线中应力有下降趋势的一段。当外加应变继续增大的时候, $\bar{\epsilon}_{LSZ}/\epsilon_{app}$  开始减小,这个阶段对应于图 2(d)中应力-应变曲线中的应力上升阶段,此时材料具有一定的加工硬化能力。



(a) 局域应变云图演化; (b) 变形微带内外局部应变( $\epsilon_L$ )随外加应变( $\epsilon_{app}$ )的演化;  
(c) 变形带内平均应变与外加应变的比值( $\bar{\epsilon}_{LSZ}/\epsilon_{app}$ )随外加应变的演化。

图 7 当外加拉伸应变为 1.0%~49.3%时 IA650 样品中微带的形成与演化行为

Fig. 7 Generation and propagation behavior of deformation micro-bands of IA650 sample upon applied tensile straining from 1.0% to 49.3%

### 2.4.2 强韧化机制

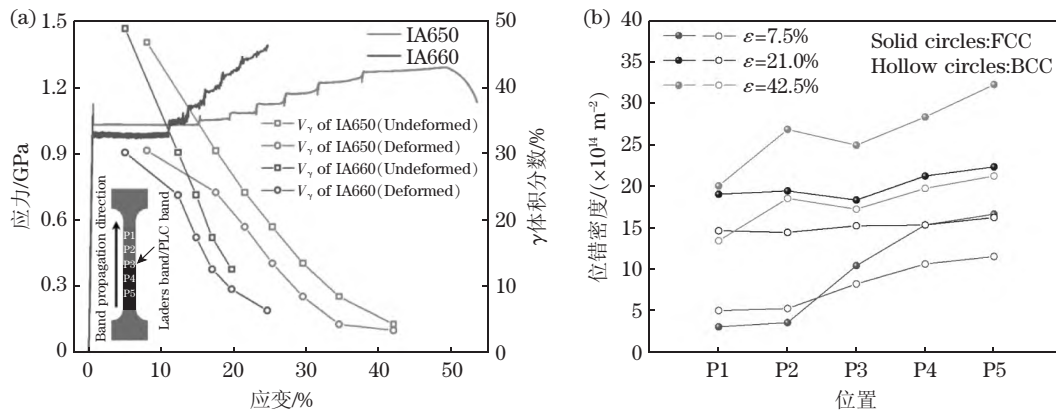
图 8 为 IA650 和 IA660 样品中奥氏体体积分数在吕德斯带 (Lüders band) 和动态应变时效带 (Portevin-Le Chatelier band) 扫过前后的变化。结合图 7 中 IA650 样品的 DIC 数据统计分析结果,不难看出,当外加应变达到 19% (Lüders 应变末端) 之后的应变局部化现象开始逐步受到抑制。在应变局部化区域中,残余奥氏体及其周围铁素体承担程度更大塑性变形,提高了应变局部化区域的加工硬化能力,从而使得应变局部化区域内的进一步塑性变形变得困难,减弱了应变局部化的程度。

同时,由图 8(a) 结合图 7(a), (b) 还表明,伴随外加应变提高,IA650 样品中相变程度剧烈的区域逐渐增大,于此同时伴随着应变局部化区域的扩展。从上述相比例变化的实验结果我们可以看出,伴随着宏观力学上去应变局部化过程的是双相组织内的

非均匀相变,一方面应变局部化区域诱导的相变抑制了应变局部化区域内部应变的快速增长;另一方面应变局部化带锋面的沿样品标距段的扩展,诱发了应变局部化带锋面处的马氏体相变,残余奥氏体正是通过上述两个方面促进了样品整体的去应变局部化过程<sup>[25-26]</sup>。

此外,由于 IA660 每一条变形带扫过时相变量比 IA650 多,所以其变形带扫过的区域内硬度更高,下一条变形带形成并扩展所需的应力更大,表现出更强的加工硬化能力。然而,IA650 的奥氏体稳定性比 IA660 更优,所以 IA650 的每一条变形带扫过的区域内相变所需的局部应变更大,导致形成更大的吕德斯带及 PLC 带应变,同时每一条变形带扫过时相变量更少 (见表 2),消耗完残余奥氏体所需的应变更大。

图 8(b) 显示了吕德斯带扫过后,奥氏体和铁素



(a) 奥氏体体积分数; (b) IA650 样品中几何必需位错密度变化。

图 8 IA650 及 IA660 样品中奥氏体含量和几何必需位错的在拉伸变形过程中的演化

Fig. 8 Comparisons of austenite volume fraction and GND density changes between IA650 and IA660 samples during Lüders and PLC bands passing through the entire gage length

体的几何必需位错 (GNDs) 密度显著增加,随后的多条变形带扫过时几何必需位错密度没有明显变化,最后一条变形带扫过时几何必需位错密度又开始显著上升。其中,IA650 样品中几何必需位错密度变化更为剧烈,最终样品内部储存的 GNDs 也比 IA660 样品更高。可见,由于残余奥氏体稳定性、铁素体基体淬硬性差异引起的 IA650 样品中几何必需位错密度显著提高是造成其塑性更大、强塑积更高的主要原因<sup>[23-24]</sup>。

图 9 为 IA650 样品在拉伸变形过程中微结构演化的 TEM 观察结果。在外加应变为 29% 时,变形诱发奥氏体形成大量位错和层错,伴生少量相变

表 2 变形微带内局部应变与相变量之间的关系

Table 2 Relationship between local strain and phase transformation inside the local deformation bands

试样	项目	吕德斯带	1 <sup>st</sup>	2 <sup>nd</sup>	3 <sup>rd</sup>	4 <sup>th</sup>	5 <sup>th</sup>
			PLC 带	PLC 带	PLC 带	PLC 带	PLC 带
IA650	应变 $\epsilon/\%$	14	3.5	3	2.9	4.4	6
	转化率 $\Delta V_\gamma/\%$	16.3	6.3	5.2	5.5	5	4.2
	$\Delta V_\gamma/\epsilon$	1.2	1.8	1.7	1.9	1.1	0.7
IA660	应变 $\epsilon/\%$	10.5	2.7	2.2	2.1	2.3	1.8
	转化率 $\Delta V_\gamma/\%$	18.7	6.4	6.4	4.8	3	-
	$\Delta V_\gamma/\epsilon$	1.8	2.4	2.9	2.3	1.3	-

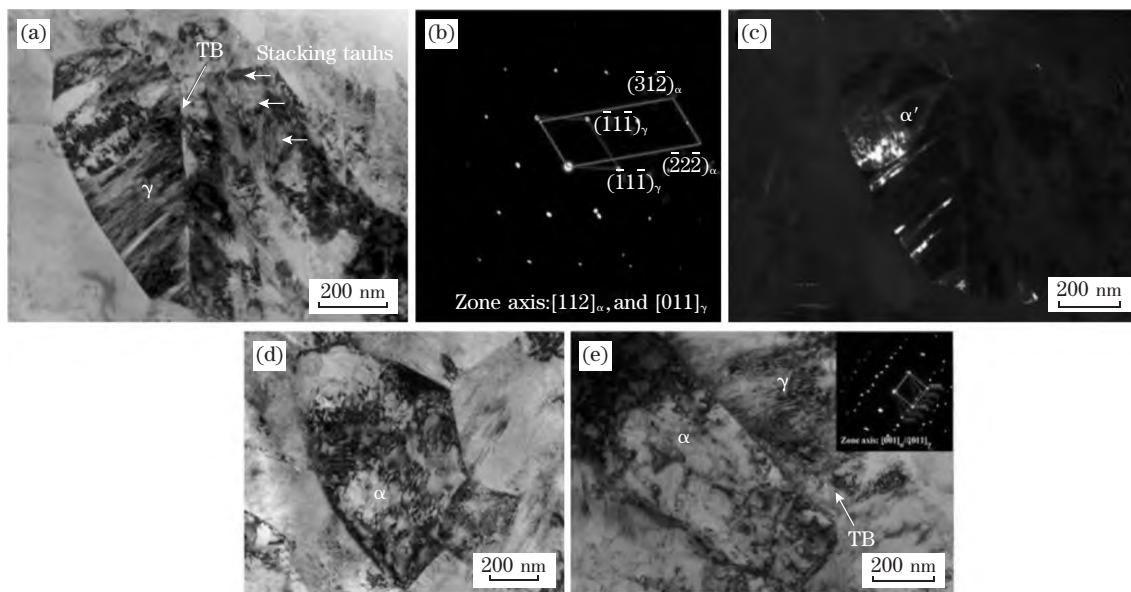
和孪生,而铁素体基体主要依靠位错变形,且其内部位错密度小于残余奥氏体。



图 9(a)为 IA650 样品经拉伸应变  $\epsilon_{app} = 29\%$  后的 TEM 照片。由图 9 可见,一个轮廓清晰可辨的原奥氏体晶粒,在其中部观察到大量层错和锋锐的李晶界面,在其内部左侧,为已发生部分马氏体转变的微观形貌,相应的电子衍射花样如图 9(b)所示。经衍射谱指标化后,显示形变诱发马氏体-残余奥氏体之间位向具有 K-S 关系,其中马氏体与奥氏体交替形成叠层复合式结构(图 9(c))。该双相结构可

更加充分的发挥双相的力学性能优势,从而提高宏观强韧化效果<sup>[3,16-17]</sup>。

此外,也观察到大量已充分转变的粒状马氏体如图 9(d)所示。在进一步拉伸变形过后( $\epsilon_{app} = 42\%$ ),粒状马氏体内位错密度仍持续增加,表明马氏体在一定程度上也参与了塑性变形,因而也提供了应变末期的高强度和延缓了宏观加工硬化衰减。



(a) 当  $\epsilon = 29\%$  时样品的 TEM 明场像,显示原奥氏体晶粒分割且多处转变为不同取向马氏体;(b),(c) 变形诱发马氏体的选区电子衍射花样和对应的 TEM 中心暗场像;(d) 当  $\epsilon = 29\%$  时样品中铁素体晶粒的 TEM 照片,显示铁素体内存在大量位错;(e) 当  $\epsilon = 42\%$  时的 TEM 明场像。

图 9 在拉伸变形过程中 IA650 样品的 TEM 微结构演化

Fig. 9 Microstructural evolution of IA650 sample during tensile deformation

### 3 结论

1) 限定的典型合金成分 30Mn7Al 汽车钢,经冷轧及后续短时两相区退火后,构筑形成一种具有近等体积分数占比马氏体基体+残余奥氏体的亚稳双相组织。

2) 近等比双相构筑结构 30Mn7Al 钢,通过微带变形和局部相变诱发持续应变硬化效应,实现拉伸屈服强度不小于 1.0 GPa,强塑积近 70 GPa·%,弥补了传统汽车用中锰钢在强化至 1.0 GPa 以上,断后伸长率通常不足 20%的性能短板。

3) 在 30Mn7Al 钢塑性变形过程中,不均匀马氏体相变只发生在局部变形区内,每次局部变形区相变和应变微带的萌生及扩展只需要少量的马氏体,因而使 TRIP 效应在更大应变范围内得以延续,

导致宏观应变硬化能力和强塑积提高。

参考文献:

- [1] 董瀚,廉心桐,胡春东,等. 钢的高性能化理论与技术进展[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 558.
- [2] 王存宇,常颖,周峰峦,等. 高强度高塑性第三代汽车钢的 M3 组织调控理论与技术[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 400.
- [3] Soleimani, M., Kalhor, A., Mirzadeh, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels; a review[J]. Materials Science and Engineering(A), 2020(795): 140023.
- [4] DAI Z, CHEN H, DING R, et al. Fundamentals and application of solid-state phase transformations for advanced high strength steels containing metastable retained austenite[J]. Materials Science and Engineering (R): Reports, 2021 (143): 100590.
- [5] HU B, HE B, CHENG G, et al. Super-high-strength and formable medium Mn steel manufactured by warm rolling process

- [J]. *Acta Materialia*, 2019(174): 131.
- [6] Han J, da Silva, A K, Ponge D, et al. The effects of prior austenite grain boundaries and microstructural morphology on the impact toughness of intercritically annealed medium Mn steel [J]. *Acta Materialia*, 2017(122): 199.
- [7] Kumar S, Samanta S, Singh S B. An alternative quenching and partitioning (Q&P) process via spheroidization [J]. *Materials Characterization*, 2022(191): 112049.
- [8] WU X, ZHU Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties [J]. *Materials Research Letters*, 2017, 5(8): 527.
- [9] WU X, ZHU Y. Gradient and lamellar heterostructures for superior mechanical properties [J]. *MRS Bulletin*, 2021, 46(3): 244.
- [10] Kuzmina M, Ponge D, Raabe D. Grain boundary segregation engineering and austenite reversion turn embrittlement into toughness: example of a 9 wt. % medium Mn steel [J]. *Acta Materialia*, 2015(86): 182.
- [11] YUAN F, YAN D, SUN J, ZHOU, et al. Ductility by shear band delocalization in the nano-layer of gradient structure [J]. *Materials Research Letters*, 2019, 7(1): 12.
- [12] HE J, YUAN F, YANG M, et al. Exceptional tensile properties under cryogenic temperature in heterogeneous laminates induced by non-uniform martensite transformation and strain delocalization [J]. *Materials Science and Engineering (A)*, 2020 (791): 139780.
- [13] TIAN Y Z, BAI Y, CHEN M C, et al. Enhanced strength and ductility in an ultrafine-grained Fe-22Mn-0.6 C austenitic steel having fully recrystallized structure [J]. *Metallurgical and Materials Transactions (A)*, 2014, 45(12): 5300.
- [14] Dini G, Najafzadeh A, Ueji R, et al. Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel [J]. *Materials Letters*, 2010, 64(1): 15.
- [15] Kim S H, Kim H, Kim N J. Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility [J]. *Nature*, 2015, 518(7537): 77.
- [16] YANG M X, YUAN F P, XIE Q G, et al. Strain hardening in Fe-16Mn-10Al-0.86 C-5Ni high specific strength steel [J]. *Acta Materialia*, 2016(109): 213.
- [17] HE B B, HU B, YEN H. W., et al. High dislocation density-induced large ductility in deformed and partitioned steels [J]. *Science*, 2017, 357(6355): 1029.
- [18] YANG T, ZHAO Y L, TONG Y, et al. Multicomponent intermetallic nanoparticles and superb mechanical behaviors of complex alloys [J]. *Science*, 2018, 362(6417): 933.
- [19] GAO J, JIANG S, ZHANG H, et al. Facile route to bulk ultrafine-grain steels for high strength and ductility [J]. *Nature*, 2021, 590(7845): 262.
- [20] GAO B, LAI Q, CAO Y, et al. Ultrastrong low-carbon nanosteel produced by heterostructure and interstitial mediated warm rolling [J]. *Science Advances*, 2020, 6(39): eaba8169.
- [21] XU Z, SHEN X, Allam T, et al. Austenite transformation and deformation behavior of a cold-rolled medium-Mn steel under different annealing temperatures [J]. *Materials Science and Engineering(A)*, 2022(829): 142115.
- [22] WANG C, CAO W, SHI J, et al. Deformation microstructures and strengthening mechanisms of an ultrafine grained duplex medium-Mn steel [J]. *Materials Science and Engineering(A)*, 2013(562): 89.
- [23] 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.
- [24] Kim J G, Hong S, Anjabin N, et al. Dynamic strain aging of twinning-induced plasticity (TWIP) steel in tensile testing and deep drawing [J]. *Materials Science and Engineering(A)*, 2015 (633): 136.
- [25] CHENG S, WANG Y D, Choo H, et al. An assessment of the contributing factors to the superior properties of a nanostructured steel using in situ high-energy X-ray diffraction [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(7): 2419.
- [26] MA Y, YANG M, JIANG P, et al. Plastic deformation mechanisms in a severely deformed Fe-Ni-Al-C alloy with superior tensile properties [J]. *Scientific Reports*, 2017, 7(1): 1.