

强塑积大于 30 GPa·% 的热轧中碳 TRIP 钢组织及性能研究

王长军, 雍岐龙, 孙新军, 梁剑雄

(钢铁研究总院 特殊钢研究所, 北京 100081)

摘要: 为研究贝氏体相变温度对中碳热轧 TRIP 钢组织与性能的影响, 采用扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射 (XRD) 与高分辨透射电镜 (HRTEM) 对含 Ti 与 Mo 的中碳热轧 TRIP 钢进行了显微组织观察、残余奥氏体含量测定以及析出相的表征与分析。结果表明: 在 400 °C 贝氏体相变温度下, 试验钢的残奥含量与强塑积均达到最大值, 分别为 28.2% 和 31.14 GPa·%; 同时在钢中发现了呈块状、无规则形状以及片层状形貌分布的残余奥氏体, 对衍射斑标定后显示, 片层状残余奥氏体与铁素体基体同时满足 Kurdjumov-Sachs (K-S) 与 Nishiyama-Wasserman (N-W) 位向关系; HRTEM 分析显示, Mo 可以溶入 TiC 而生成 (Ti, Mo)C 粒子, 而纳米级的 (Ti, Mo)C 粒子可以显著提高钢的沉淀析出强化效果。

关键词: TRIP 钢; 强塑积; 残余奥氏体; (Ti, Mo)C; K-S 位向关系; N-W 位向关系

中图分类号: TG142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-0299(2014)02-0061-07

Study on the microstructure and mechanical properties of 30 GPa·% grade hot rolled medium carbon-TRIP steels

WANG Changjun, YONG Qilong, SUN Xinjun, LIANG Jianxiong

(Department of Special Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: To investigate the influence of bainitic transformation temperature on microstructure and mechanical property of hot rolled medium carbon-TRIP steels, a series of experiments, such as scanning electron microscopy (SEM), X-Ray diffraction (XRD) and High Resolution Transmission Electron Microscopy (HRTEM), were conducted. The results show that the bainitic transformation temperature have a significantly effects on retained austenite contents and mechanical properties of TRIP steels, and the optimal bainitic transformation temperature is 400 °C, at which the retained austenite contents and the balance of strength and ductility were 28.2% and 31.14 GPa·%, respectively. Furthermore, it was found that the morphology of retained austenite consisted of Block type, Irregular type and Film type, and Film type austenite exhibited the Kurdjumov-Sachs and Nishiyama-Wasserman orientation relationship with ferrite matrix, simultaneously. In addition, HRTEM analysis showed that Mo can incorporate into TiC to form (Ti, Mo)C particle, which can obviously improve the strength of experimental steels.

Keywords: TRIP steel; the balance of strength and ductility; retained austenite; (Ti, Mo)C; K-S; N-W

进入 21 世纪, 由于人们对环境、能源、安全性等要求的提高, 同时钢铁行业又面临着铝、镁等材料的激烈竞争, 为了降低油耗和排放, 汽车需要轻

量化。研究表明^[1-2]: 在其他条件不变的情况下, 汽车质量每减轻 10%, 油耗可下降 8%~10%。经过多年来世界众多钢铁学者的科研攻关, 目前已成功研发出第一代与第二代汽车用钢; 但由于其自身存在一定不足, 如第一代汽车钢的较低强塑性以及第二代汽车钢的高成本等, 导致其市场前景有一定局限性。因此, 近年来国内外钢铁学者提出了开发第三代汽车钢概念。所谓第三代汽车钢,

收稿日期: 2013-01-09.

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2010CB630805).

作者简介: 王长军 (1984-), 男, 博士研究生;

雍岐龙 (1953-), 男, 教授, 博士生导师.

通信作者: 雍岐龙, E-mail: yongql@126.com.

是指轻量化和安全性指标高于第一代汽车钢、生产成本又低于第二代汽车钢的高强高塑钢（通常定义强塑积大于 30 GPa·%）。目前,针对第三代汽车钢材料的研发工作,国内外已有一些研究报道^[3-6]。在众多的备选材料中,TRIP（Transformation Induced Plasticity）钢,由于其独特的强韧化机制和较高的强塑性配合,有效地解决了汽车用钢在成型过程中既要求具有高强度又具备良好冷成型性能的矛盾,相对而言其性能优异性更为显著。

本文以传统的中碳 C-Mn-Al 系热轧 TRIP 钢为研究对象,通过对钢中复合添加微合金 Ti 与 Mo,利用沉淀析出强化提高传统 TRIP 钢强度不足的缺点,并配合调整热轧后贝氏体相变温度,在实验室条件下成功研制了强塑积大于 31 GPa·%（抗拉强度大于 860 MPa,延伸率大于 35%）的含 Ti 与 Mo 中碳热轧 TRIP 钢,并分析了该试验钢拥有较高强度与塑性的主要原因与机理。

1 试 验

1.1 试验材料

试验钢为含有合金元素 Ti 与 Mo 的中碳 C-Mn-Al 系 TRIP 钢,其化学成分(质量分数/%)为 Fe-0.37C-1.52Mn-0.21Si-0.11Ti-0.24Mo-1.36Al 以及常见的杂质元素。该成分钢由 50 kg 真空感应炉冶炼,锻造成 100 mm×70 mm×60 mm 的方坯用于热轧,其热轧制参数与冷却工艺如图 1 所示,方坯首先在 1 250 ℃固溶处理 1 h,随后经 4 道次热轧至 4 mm（终轧温度>870 ℃）,轧后钢板经层流冷却至 600~650 ℃空冷 5 s 后,再次经层流冷至不同贝氏体相变温度,箱式炉内保温 30 min 后,随炉冷却至室温。已有研究表明^[7-8],TRIP 钢的最佳强度与塑性配合的贝氏体相变温度通常为 400 ℃,因而本文试验钢的贝氏体相变温度区间选取范围为 350~450 ℃。

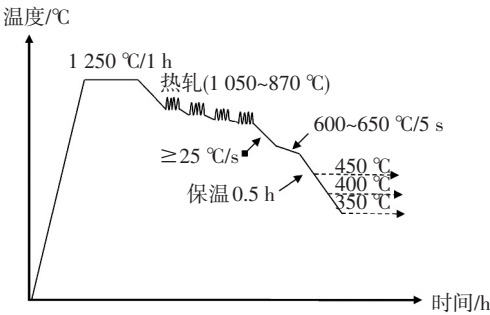


图 1 试验钢的热轧制与冷却工艺

1.2 试验方法

首先,对不同贝氏体相变温度下的试验钢板

进行纵向室温拉伸性能测试与室温下残余奥氏体含量的 XRD 实验测量;其次,利用 Olympus GX51 型光学显微镜 (OM) 与日立 S-4300 冷场发射扫描电子显微镜 (SEM),观察试验钢的多相组织形貌,并通过日立 H-800 透射电镜 (TEM) 观察残余奥氏体形貌、分布、以及其与铁素体基体的位向关系（电解双喷样品）;最后,采用 JEOL-2100F 型高分辨透射电镜 (HRTEM),观察试验钢中含 Ti 与 Mo 析出相的形貌、成分与尺寸（萃取复型碳膜样品）,并通过物理化学相分析和 X 射线小角度散射测定析出相的类型与粒度分布等。

2 结果与讨论

2.1 显微组织与力学性能

表 1 与图 2 分别给出了试验钢在不同贝氏体相变温度下的纵向室温拉伸性能与加工硬化率和真应力-真应变曲线。

表 1 试验钢在不同贝氏体相变温度下的室温纵向拉伸性能与 XRD 测量的残余体积分数

钢号	保温温度/℃	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	均匀延伸率/%	总延伸率/%	强塑积/(GPa·%)	ω(残余奥氏体)/%
1	350	700	825	20	32.5	26.81	21.6
2	400	690	865	32.5	36	31.14	28.2
3	450	615	885	27	31.5	27.88	23.9

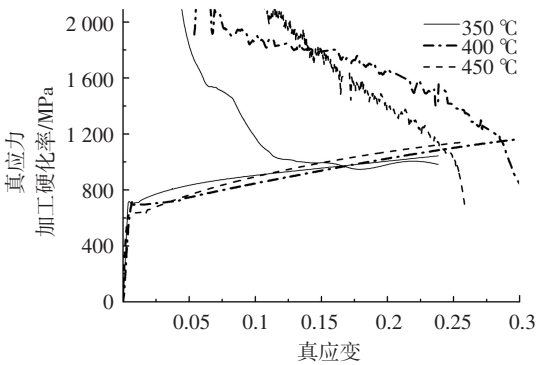


图 2 试验钢的加工硬化率与真应力-真应变曲线

由表 1 可见,钢的屈服强度与抗拉强度随贝氏体相变温度的变化趋势并不与延伸率以及残奥含量的变化规律相一致。对本文试验钢强度而言,随着贝氏体相变温度的降低,钢的屈服强度升高而抗拉强度降低;同时对于试验钢的延伸率、强塑积（抗拉强度×延伸率）以及室温下残余奥氏体的含量而言,其总体变化趋势并不随着贝氏体相变温度的升降而单调改变,而是存在一段最佳的贝氏体相变温度,在该温度下钢的塑性与残奥含量均达到最大值。对本文试验钢而言,使塑性与残

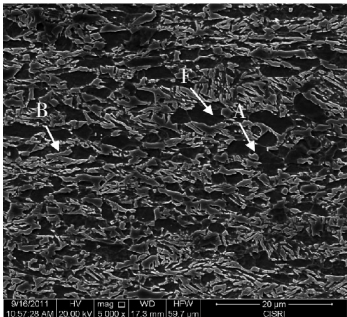
奥含量达到最高值的贝氏体相变温度为400 ℃. 此外,由图 2 可见,贝氏体相变温度为400 ℃时,其加工硬化率与真应力-应变曲线的交点最为靠右,也就是说该工艺下材料的加工硬化率下降幅度最为缓慢.众所周知,在临界失稳条件下,材料的最大均匀应变量与加工硬化率在数值上相等,由此通过图 2 也可看出,在贝氏体相变温度为 400 ℃时,材料的均匀塑性最高.

贝氏体相变温度对试验钢力学性能的影响机制如下:一方面,贝氏体相变温度越低,从高温骤降下来的相对过冷度越大,越容易生成更多的贝氏体组织(残奥含量相对减少),此时的贝氏体板条也相对更加细小(细晶强化),基体组织中的位错密度也相对较高(位错强化),其共同作用导致在较低的贝氏体相变温度下试验钢的屈服强度较高而延伸率与强塑积却明显降低;另一方面,由于复相基体组织的抗拉强度遵循混合物定律^[9],即在 TRIP 钢中对抗拉强度起决定作用的是基体组织中硬质相马氏体的体积分数,由于亚稳态残余奥氏体在形变过程中会发生马氏体转变,在提高材料加工硬化率的同时也增加了基体组织中马氏体的体积分数,因此室温下残余奥氏体的含量越多,相应的马氏体转变量也就越大,其抗拉强度也就越高.同时,由于本文加入了微合金元素 Ti 和 Mo,其沉淀析出强化作用也对试验钢的抗拉强度有所影响.就本文得贝氏体相变温度范围而言,其贝氏体相变温度越高,在动力学上越容易析出更多的第二相,其沉淀析出强化效果也就更加显著,这导致了虽然在 450 ℃贝氏体相变温度下,试验钢的残奥含量并没有 400 ℃时钢的残余奥氏体含量多,但由于第二相的沉淀析出强化效果更为显著,其综合作用导致了其抗拉强度反而有一定程度的增加.

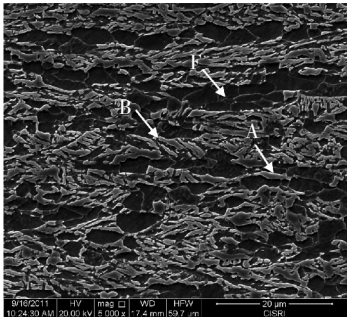
众所周知,TRIP 钢在提高强度的同时仍能保持较高塑性的主要原因在于钢中存在大量的亚稳态残余奥氏体,此类残余奥氏体在形变过程中会向马氏体发生转变,由此提高了材料的加工硬化率,并缓解了局部区域的应力集中,同时钝化了微裂纹,从而显著改善了钢的塑韧性^[10-13].已有大量研究表明^[14-16],TRIP 钢的塑性高低与室温下残余奥氏体含量的多少有着很好的一致性,这与本文的实验结果相一致,即室温下残余奥氏体含量越多,试验钢的塑性越好,TRIP 效应越显著.对本文所研究的含 Ti、Mo 中碳热轧 TRIP 钢而言,达到综合力学性能最佳的贝氏体相变温度为 400 ℃(2 号钢),此时钢的抗拉强度为 865 MPa,

延伸率为 36%,强塑积高达 31.14 GPa·%.

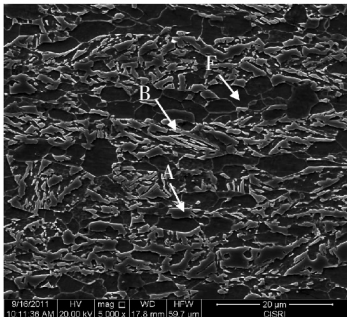
图 3(a)~(d)分别给出了 1、2、3 号试验钢的扫描组织形貌照片(体积分数 2%的硝酸酒精溶液)与 2 号钢的染色腐蚀金相组织照片(体积分数 1%的偏重亚硫酸钠溶液+体积分数 4%的苦味酸酒精溶液;体积比为 1:1).



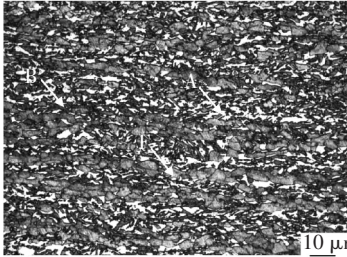
(a) 1 号钢扫描组织照片



(b) 2 号钢扫描组织照片



(c) 3 号钢扫描组织照片



(d) 2 号钢的染色腐蚀金相组织照片

图 3 试验钢的 SEM 与 OM 微观组织形貌

通过对比图 3(a)~(c)可见:3 种试验钢的室温组织均为铁素体+贝氏体+残余奥氏体等多相混合组织形貌;并且随着贝氏体相变温度的降低,基体组织中贝氏体的含量逐渐增多而铁素体

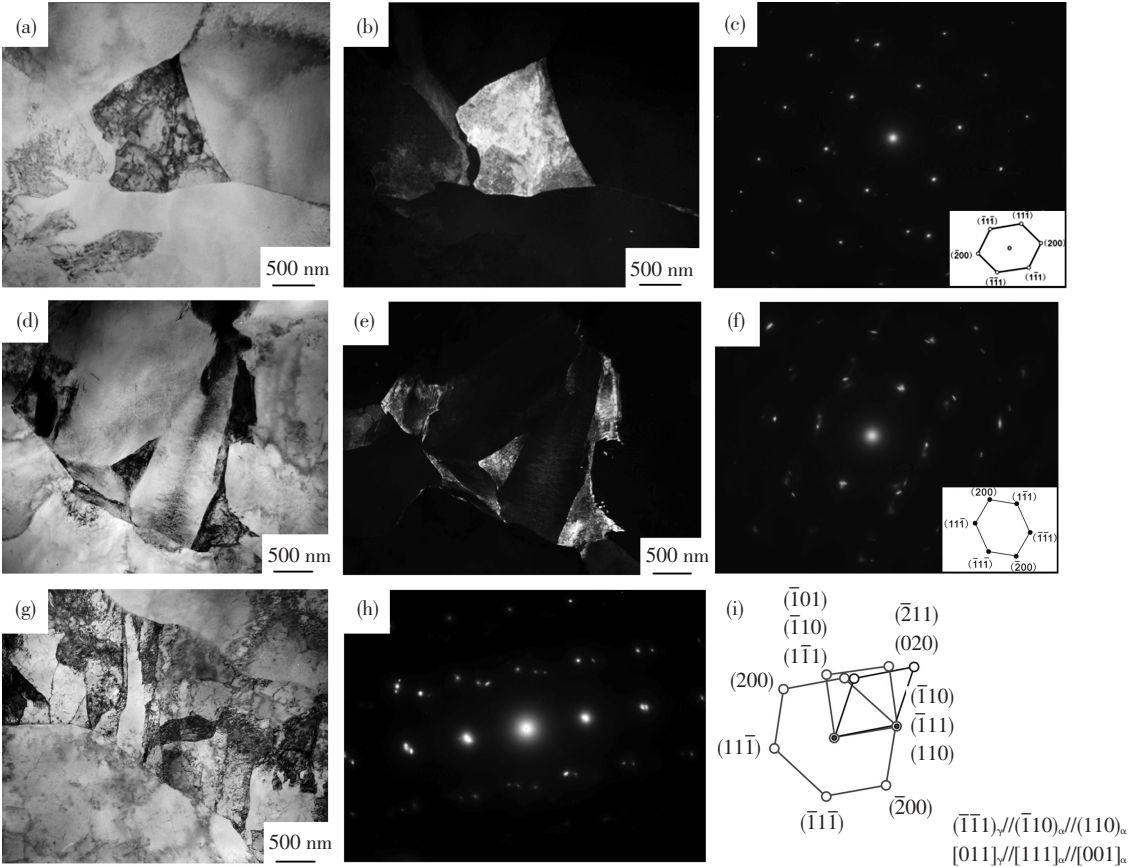
的含量却逐渐减少.此外由图 3(d)可见,2 号试验钢的残余奥氏体(白色)多分布于贝氏体板条之间以及贝氏体与铁素体界面交界处.这主要是由于晶界交汇处以及贝氏体板条之间的晶体缺陷与位错密度均较高,其大角度晶界处的能量起伏与高位错密度管道均可以加快溶质原子,特别是间隙原子 C 的快速扩散,由于 C 是奥氏体稳定元素,因此在该位置处(铁贝晶界交汇处与贝氏体板条之间)更容易形成化学稳定性较高的奥氏体并在随后冷却过程中不会发生马氏体相变.

2.2 残余奥氏体的 TEM 表征

为了更详细地观察残余奥氏体的形貌、分布以及其与铁素体基体的位向关系,利用 H-800 型透射电镜对试验钢(电解双喷样品)做了进一步的表征与分析.

图 4(a)~(i)给出了 2 号试验钢中 3 种不同

形貌的残余奥氏体及其分布位置,分别为:位于铁素体三叉晶界呈块状形貌的残余奥氏体,见图 4(a)~(c);位于铁素体大角度晶界与晶内呈无规则形貌的残余奥氏体,见图 4(d)~(f);位于贝氏体板条之间呈片层状形貌分布的残余奥氏体,见图 4(g)~(i).关于残余奥氏体形貌对 TRIP 钢残余奥氏体稳定性的影响,已有研究表明^[17],对于位于多边形铁素体之间呈粗大块状的残余奥氏体而言,其化学稳定性与机械稳定性均较低,在形变初期就会大量地向马氏体发生转变,这对钢的塑性不利.对于位于贝氏体板条之间呈片层状分布的残余奥氏体而言,其化学稳定性与机械稳定性均较高,在形变过程中会逐渐向马氏体发生转变,由此连续缓慢地提高了钢的加工硬化率并释放了局部区域的应力集中,这对提高钢的均匀塑性是非常有利的.



(a)~(c): 块状形貌残余奥氏体的明场像、暗场相以及 SAD 衍射斑与标定;(d)~(f): 无规则形貌残余奥氏体的明场像、暗场相以及 SAD 衍射斑与标定;(g)~(i): 片层状形貌残余奥氏体的明场像、SAD 衍射斑及其标定结果

图 4 2 号试验钢中不同类型的残余奥氏体形貌及其对应的 SAD 衍射斑标定

此外,值得注意的是,通过对片层状残余奥氏体选区电子衍射斑(SAD)的观察图 4(h)发现,该衍射图中出现了 3 套衍射斑点,经对衍射斑标定后显示见图 4(i),此类片层状残余奥氏体与铁素

体基体同时满足 K-S 位向关系 ($(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma\text{-Fe}} \parallel (\bar{1}\bar{1}0)_{\alpha\text{-Fe}}$, $[011]_{\gamma\text{-Fe}} \parallel [111]_{\alpha\text{-Fe}}$) 与 N-W 位向关系 ($(\bar{1}\bar{1}1)_{\gamma\text{-Fe}} \parallel (110)_{\alpha\text{-Fe}}$, $[011]_{\gamma\text{-Fe}} \parallel [001]_{\alpha\text{-Fe}}$),这表明对于本文所研究的中碳 TRIP 钢而言,高温下奥

氏体可能不仅仅只按照一种位向关系发生铁素体与贝氏体相变,很有可能同时存在多种位向转变机制.

2.3 第二相析出表征

2.3.1 析出相的物理-化学相分析

图 5 (a) 和(b)分别给出了 2 号试验钢中析出相的 XRD 衍射图以及采用 X 射线小角度散射测量的 MC 相 $\{(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}\}$ 粒度分布图.由 XRD 定性结果可知,2 号试验钢的析出相主要有 3 类析出相:具有面心立方晶体结构的 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 、密排六方晶体结构 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 以及具有斜方晶系的 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$,见图 5(a).同时由 X 射线小角度散射粒度测量结果图 5(b) 可知,其颗粒尺寸在 1~20 nm 的 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子约占总析出相质量分数的 28.4%以上,这对于提高试验钢的强度与塑性均产生了积极作用.

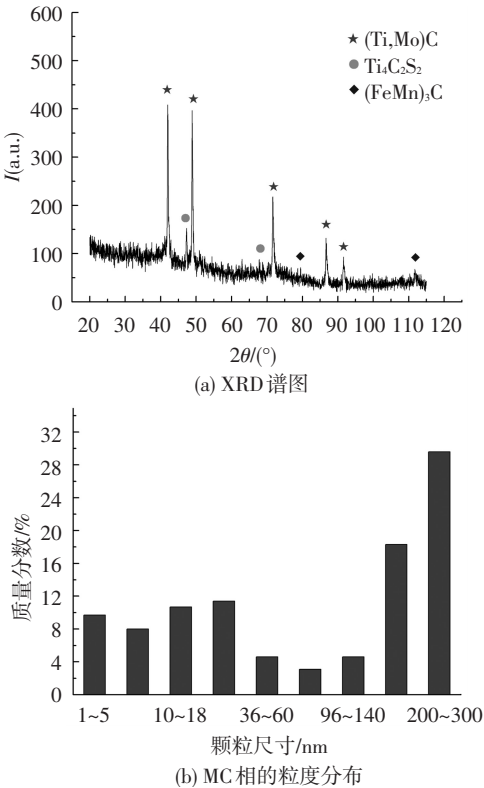


图 5 2 号试验钢析出相的 XRD 定性分析结果与 MC 相的粒度分布

2.3.2 析出相 HRTEM 形貌及其强塑性机理分析

采用 JEOL - 2100F 型高分辨透射电镜 (HRTEM) 对 TRIP 钢中各类析出相 (萃取复型样品) 的成分、形貌与尺寸等做了更进一步表征与分析.图 6(a)~(c) 分别给出了 2 号试验钢中不同形貌与尺寸的 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 与 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子的透射电镜明场相形貌以及其相对应区域的 EDS 能谱图.

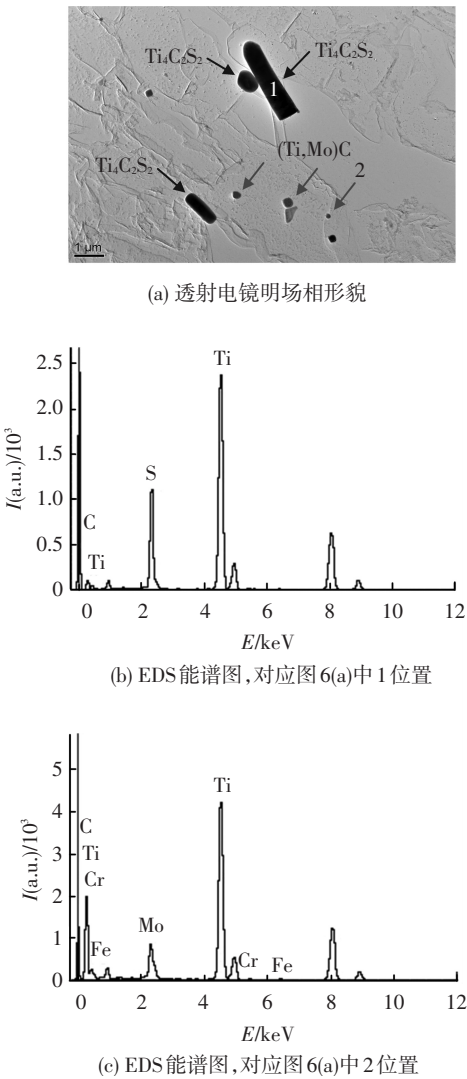


图 6 2 号试验钢中 $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 与 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 析出相的透射电镜明场相形貌及其相应位置的 EDS 能谱图

由图 6 可见: $\text{Ti}_4\text{C}_2\text{S}_2$ 多呈棒状或扁球状特征分布且颗粒尺寸多为几百纳米至微米级的大颗粒析出相;而 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子多呈现准球状或球状分布,同时颗粒尺寸也不一致,大尺寸粒子尺寸在 100~300 nm,而小尺寸粒子多数在 50 nm 以下.此外,经 EDS 能谱分析图 6(c) 发现,此类析出相成分中含有合金元素 Mo,这直接验证了合金元素 Mo 可以溶于 TiC 而生成 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子,同时经 XRD 定性结果图 5(a) 可知, $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子仍保持 TiC 粒子所具有的 NaCl 型面心立方晶体结构.

图 7 给出了颗粒尺寸小于 20 nm 的球状 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子的透射电镜明场相形貌,以及对对应区域 (圆内) 的面扫描 EDS 谱图.此类小尺寸的 $(\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ 粒子对最终试验钢的强度与塑性均起到了至关重要的作用.一方面,针对纳米级第二相粒子对钢铁材料的强度影响,不同研究者给出了相近或相似的强度增量公式,但不论哪种公式

的推导过程,都是首先以 Ashby-Orowan 模型为前提条件.该模型阐述了当滑移位错以 Orowan 机制绕过不可变形颗粒时,其第二相强化效果与第二相体积分数 f 的 $1/2$ 次方成正比,与第二相颗粒尺寸 d 成反比.

对于本文 2 号试验钢的第二相析出强化增量的理论计算,也分别选取了目前国内外较为认可的两种计算模型,它们分别由雍岐龙^[9]与 Gladman^[18]所提出,相应的理论计算公式如下:

$$\Delta\sigma_p = 8.995 \times 10^3 f^{1/2} / d \cdot \ln(2.417d), \quad (1)$$

$$\Delta\sigma_p = 1.0771 \times 10^4 f^{1/2} / d \cdot \ln(2.014d). \quad (2)$$

式中: f 为第二相的体积分数; d 为第二相颗粒尺寸,其计算结果见表 2 所示.其中:Ⅰ—计算方程来自于雍岐龙^[9],Ⅱ—计算方程来自于 Gladman^[18].可见,对于两种模型的计算结果而言,其最终均方根叠加后的强度增量相差不大(其计算值分别为 131.02 和 144.37 MPa),强度差值基本维持在 15 MPa 以内,这说明了两个计算模型的选取较为合理,由其所计算的第二相沉淀析出强化增量的可信性与准确度较高.

位错圈,同时伴随着第二相的体积分数(f)的增加与颗粒尺寸(d)的减小,可进一步提高材料的应变硬化速率,见式(3),因而可以进一步改善材料的均匀塑性.

表 2 2 号试验钢的沉淀析出强化增量计算值

颗粒尺寸 /nm	质量分数 /%	体积分 数 /%	强度增 量Ⅰ/MPa	均方根叠 加/MPa	强度增 量Ⅱ/MPa	均方根叠 加/MPa
1~5	9.7	0.032 06	106.36		115.63	
5~10	8.0	0.026 44	56.51		63.40	
10~18	10.7	0.035 37	42.55	131.02	48.31	144.37
18~36	11.4	0.037 68	27.02		30.94	
36~60	4.6	0.015 20	10.98		12.65	

3 结 论

1)通过对中碳 C-Mn-Al 系热轧 TRIP 钢复合添加微合金元素 Ti 与 Mo,并调控轧后贝氏体相变温度,在实验室条件下成功研发了强塑积大于 30 GPa·%的新一代高性能汽车用钢.

2)对于本试验钢而言,残余奥氏体形貌与分布主要有三种,分别为位于铁素体三叉晶界呈块状形貌,位于铁素体大角度晶界与晶内呈无规则形貌,以及位于贝氏体板条之间呈片层状形貌分布的残余奥氏体.此外通过对片层状残余奥与铁素体基体的衍射斑标定后显示,此类残余奥与铁素体基体同时满足 K-S 与 N-W 位向关系.

3)通过强度与塑性机理分析可知,贝氏体含量与纳米级第二相粒子的析出数量,是使试验钢获得较高强度的关键因素,而室温下存在的大量残余奥氏体是造成试验钢拥有较高塑性的主要原因,这两方面综合作用导致了 2 号试验钢的优异综合力学性能.

参考文献:

[1] PERELOMA E V, TIMOKHINA I B, HODGSON P D. Transformation behaviour in thermomechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb [J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 273-275: 448-452.

[2] SUGIMOTO K I, KANDA A, KIKUCHI R, et al. Ductility and formability of newly developed high strength low alloy TRIP-aided sheet steels with annealed martensite matrix [J]. ISIJ International, 2002, 42(8): 910-915.

[3] CARCIA-MATEO C, CABALLERO F D, BHADESHIA H K D A. Mechanical properties of low-temperature bain-

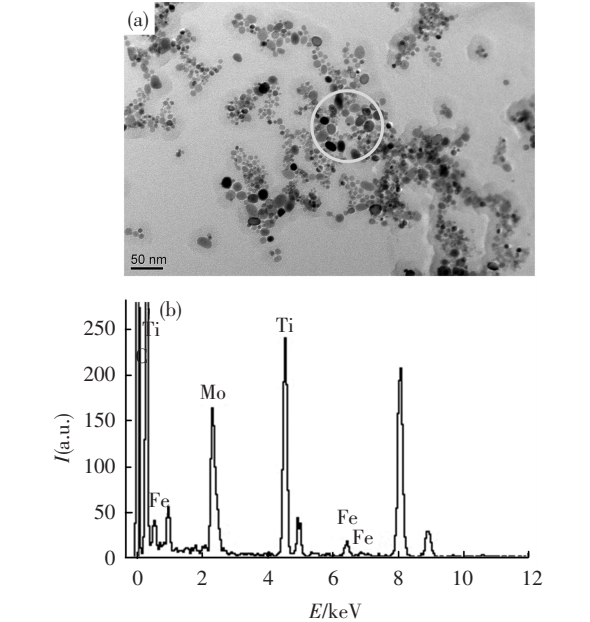


图 7 2 号试验钢中颗粒尺寸小于 20 nm 的 (Ti,Mo) C 粒子(a)及对应位置(圆内)的面扫描 EDS 谱图(b)

另一方面,针对纳米级第二相粒子对钢铁材料塑性的影响,Ashby M F 等研究学者曾进行过深入研究并给出了相应的理论公式^[19-20]:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = k \cdot \left(\frac{f}{d}\right)^{1/2} \cdot \varepsilon^{-1/2}. \quad (3)$$

式中: k 为材料系数; f 为第二相体积分数; d 为第二相颗粒尺寸; ε 为真应变.可见,对于纳米级的第二相粒子而言,由于其形变过程中将不断产生

- ite [J]. Materials Science Forum, 2005, 500-501: 495-502.
- [4] GARCIA-MATEO C, CABALLERO F G, BHADSHIA H K D A. Development of hard bainite [J]. ISIJ International, 2003, 43: 1821-1825.
- [5] De MOOR E, SPEER J G, MATLOCK D K. Effect of carbon and manganese on the quenching and partitioning response of CMnSi Steels [J]. ISIJ International, 2011, 51(1): 137-144.
- [6] SHI Jie, CAO Wenquan, DONG Han. Ultrafine grained high strength low alloy steel with high strength and high ductility [J]. Materials Science Forum, 2010, 654-656: 238-241.
- [7] KAMMOUNI A, SAIKALY W, DUMONT M, et al. Effect of bainitic transformation temperature on retained austenite fraction and stability in Ti microalloyed TRIP steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 518: 89-96.
- [8] GRAJCAR A, KRZTOŃ H. Effect of isothermal bainitic transformation temperature on retained austenite fraction in C-Mn-Si-Al-Nb-Ti TRIP-type steel [J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2009, 35(2): 169-176.
- [9] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2006.
- [10] SANTOS D B, BARBOSA R, De OLIVEIRA P P, et al. Mechanical behavior and microstructure of high carbon Si-Mn-Cr steel with TRIP effect [J]. ISIJ International, 2009, 49(10): 1592-1600.
- [11] LEE H, KOH H J, SEO C H, et al. Microstructure and tensile properties of hot-rolled Fe-C-Mn-Si-Cu multiphase steel [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(1): 83-86.
- [12] PERELOMA E V, RUSSELL K F, MILLER M K, et al. Effect of pre-straining and bake hardening on the microstructure of thermomechanically processed CMnSi TRIP steels with and without Nb and Mo additions [J]. Scripta Materialia, 2008, 58(12): 1078-1081.
- [13] SUGIMOTO K I, MURATA M, MURAMATSU T, et al. Formability of C-Si-Mn-Al-Nb-Mo ultra high-strength TRIP-aided sheet steels [J]. ISIJ International, 2007, 47(9): 1357-1362.
- [14] MALET L, BARNETT M R, JACQUES P J, et al. Variant selection during the γ -to- α b phase transformation in hot-rolled bainitic TRIP-aided steels [J]. Scripta Materialia, 2009, 61(5): 520-523.
- [15] ZAEFFERER S, OHLERT J, BLECK W. A study of microstructure transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steels [J]. Acta Materialia, 2004, 52(9): 2765-2778.
- [16] JUN H J, PARK S H, CHOI S D, et al. Decomposition of retained austenite during coiling process of hot rolled TRIP-aided steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 379(1/2): 204-209.
- [17] TIMOKHINA I B, HODGSON P D, PERELOMA E V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2004, 35A: 2331-2341.
- [18] GLADMAN T. Precipitation hardening in metals [J]. Material Science and Technology, 1999, 15: 30-36.
- [19] ASHBY M F. The deformation of plastically non-homogeneous materials [J]. Philosophical Magazine, 1970, 21: 399-424.
- [20] ASHBY M F. Strengthening Methods in Crystals [M]. London: Applied Science Publishers Ltd, 1971.

(编辑 程利冬)