

基于多维度增强增塑的高强塑积 第三代汽车用钢的设计与开发

朱国辉¹, 丁汉林², 王晓南², 王永强³, 陈其伟¹

(1. 安徽工业大学冶金工程学院, 安徽 马鞍山 243032)

(2. 苏州大学 沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215021)

(3. 安徽工业大学材料科学与工程学院, 安徽 马鞍山 243032)



朱国辉

摘 要: 对近年来第三代超高强度高强塑积(抗拉强度 1000 MPa 以上, 强塑积 20~30 GPa%)汽车用钢国内外研究现状进行了系统分析。分析表明, 目前超高强度条件下的塑性增加的主要技术路线是依靠残余奥氏体增塑。然而, 多年的研究实践证明仅依靠残余奥氏体增塑的单一机制难以实现超高强度条件下的高强塑积的目标, 导致超高强度汽车用钢虽然经过了近十年的发展, 依然未能真正形成规模化工业生产与应用。为实现超高强度条件下的塑性提升, 必须从开发新的合金化体系和技术路线两个方面入手, 突破传统的单一增塑机制。基于理论分析和前期研究, 作者团队提出了“多维度增强增塑”机制, 即利用第二相粒子(Precipitation)增强增塑和组织合理细化(Refinement)配合多相组织设计(Multiphase)的 PRM 机制, 实现多种增强增塑机制共同作用的复合效应。并以微合金化 Cr-Mn 系合金体系为研究对象进行了分析讨论。结果表明, 立足于现有冷轧退火工艺装备条件, 通过新品种和新技术路线的开发, 可以实现第三代汽车用钢超高强度条件下的塑性增强, 并且低成本、低能耗、可以

大规模工业推广和应用, 为真正实现第三代汽车用钢的工业生产和应用提供新的思路 and 方向, 同时为解决钢铁材料超高强度条件下的塑性提升的共性问题提供科学依据。

关键词: 第三代汽车用钢; 多维度增强增塑; 超高强度; 高强塑积; 第二相粒子; 微合金化

中图分类号: TG142 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2018)10-0826-11

Research and Development of the Third Generation Steels for Automobile with Ultra-High Strength and Product of Strength and Elongation Based on Strength and Plasticity Enhancement by Multi-Dimensions Mechanisms

ZHU Guohui¹, DING Hanlin², WANG Xiaonan², WANG Yongqiang³, CHEN Qiwei¹

(1. School of Metallurgy Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243032, China)

(2. School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou 215021, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243032, China)

Abstract: The research and development of the third generation automobile steels were summarized and analyzed in this paper. The mechanism for enhancement of elongation at ultra-high level of strength mainly was increasing the volume fraction of retained austenite (RA) in the current researches. However, it is very difficult to be applicable in the industries to achieve the high product of strength and elongation only by the mechanism of RA, resulting in that the third generation automobile steels have not been practically manufactured and applied widely during the past decade. In order to increase the

elongation under the condition of ultra-high strength, it is required to combine all of possible mechanisms for plasticity enhancement other than only by RA mechanism, in which the development of new alloying system and new technical route is necessary. Based on the theoretical analysis and primary results, a novel technical route called as “Multi-dimension Mechanism” was proposed, in which the strength and elongation would be increased simultaneously by the combined effect of Precipitation,

收稿日期: 2017-06-04

基金项目: 国家自然科学基金项目(51305285); 新金属材料
国家重点实验室开放基金项目(2016-Z02); 安徽
省科技攻关项目(12010202015)

第一作者: 朱国辉, 男, 1959 年生, 教授, Email:
zhugh@ahut.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2018.10.10

Refine of microstructure and Multi-phase design (PRM). The primary experimental results were analyzed by taking the newly designed Cr-Mn microalloyed steel as an example. The results illustrated that enhancement of elongation at the ultra-high strength level could be industrially achieved with low-cost, low energy consumption and easily popularizing for the manufacturing and application in the third generation automobile steels based on present cold rolling-annealing processing through new alloy designs and technical routes. Novel ideas have been proposed in the paper, which will be helpful to resolve the key problem of elongation enhancement in the ultra-high strength steels including the third generation automobile steels.

Key words: the third generation automobile steels; multi-dimension mechanism; ultra-high strength; high product of strength and elongation; second phase particles; microalloying

1 第三代汽车用钢的研究开发现状

抗拉强度在 1000 MPa 级以上的超高强度汽车用钢主要用于汽车成员舱和防撞梁等重要结构, 对汽车安全性起着决定性的作用。一般而言, 材料强度的提升往往以牺牲塑性为代价。因此, 现有的超高强汽车用钢的塑性相对偏低, 以目前常用的第一代汽车用钢 DP980 和 DP1180 等为例, 其延伸率往往不足 10%^[1, 2]。由此, 引起两个不容忽视的问题: ① 超高强度钢的变形和部件成形困难, 容易在成形过程中出现断裂、回弹和模具磨损等问题; ② 汽车零部件吸收碰撞过程中强大冲击能量的能力降低, 易产生结构破坏而造成人员伤亡。

如何实现汽车用钢在超高强度条件下的塑性提升已成为国内外的研究热点之一, 例如通过残余奥氏体设计, 利用其在形变过程中的“孪生诱发塑性 (twinning induced plasticity, TWIP)”效应开发了第二代汽车用钢—TWIP 钢^[3], 实验室研究结果表明, 在超高强度 (>1000 MPa) 条件下 TWIP 钢的强塑积可达 50 GPa% 以上, 成功解决了超高强度低强塑积的问题。但是由于其合金含量高 (特别是 Mn 含量高达 20% 以上), 导致实际工业生产中存在工艺技术难度大、成本高、延迟断裂倾向大等一系列生产和应用问题, 未能广泛应用于汽车工业。在此背景下, 美国汽车/钢铁联盟率先提出了第三代汽车用钢的研究开发, 于 2007 年启动了强塑积和成本介于第一代与第二代之间的新一代汽车用钢的研发工作。与此同时, 我国与韩国也相继启动了高强塑积超高强度汽车用钢的研发工作^[1]。我国“973”项目“高性能钢的组织调控原理与技术基础研究” (2010~2014 年) 将第三代汽车钢的强塑积目标确定为 30 GPa%, 如图 1 所示。

当前研究工作中, 比较典型的第三代汽车钢主要有: 纳米贝氏体钢、 δ -TRIP 钢、中锰钢、Q&P 钢和超快加热/冷却工艺 AHSS 钢等。

1.1 纳米贝氏体钢 (Nanostructured Bainitic Steels)

纳米贝氏体钢又称低温贝氏体钢或超级贝氏体钢, 主要是利用纳米贝氏体和残余奥氏体来提高钢的强度和塑性。表 1 给出的是典型超级贝氏体钢的化学成分与力学性能。该类型钢的成分体系主要是 C-Si-Mn^[4-18], 其中

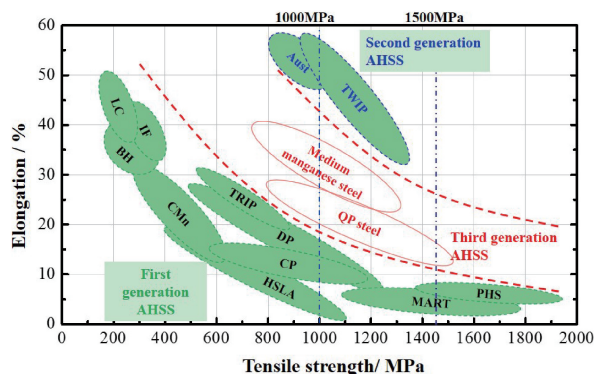


图 1 先进高强度钢塑性与抗拉强度的关系

Fig. 1 Relationship between elongation and ultimate tensile strength of the advanced high strength steels

C 主要是为降低贝氏体和马氏体的转变开始温度, 而较高含量的 Si 主要是为了抑制渗碳体析出、稳定残余奥氏体, Mn 用于提高钢的淬透性。另外, 从淬透性、多相组织调控等角度, 还可以添加 Cr, Mo, Ni, Co, Al 等合金元素^[7-12], 形成了一系列高强高韧的贝氏体钢, 其强度可达 1700~2200 MPa, 强塑积为 20~60 GPa%, 如表 1 所示。研究表明, 纳米贝氏体钢的超高强度是由于显微组织的超细化和贝氏体铁素体中过饱和碳原子^[13], 而优异的延伸率则主要取决于组织中残余奥氏体的含量及其稳定性^[14, 15], 超级贝氏体钢中的残余奥氏体含量一般 $\geq 20\%$ 。

值得注意的是, 为保证组织超细化和足够数量的残余奥氏体, 该类钢经奥氏体化后, 必须在低温贝氏体相变区 (125~300 °C) 进行长时间等温 (数天甚至数十天), 以获得纳米尺度 (20~40 nm) 的贝氏体铁素体板条和富碳残余奥氏体。因此, 从生产效率和能耗的角度而言, 该处理方式不利于在实际的生产过程中大规模推广应用。此外, 为保证其极低的贝氏体相变温度并形成纳米尺度的贝氏体, 纳米贝氏体钢的碳当量一般均大于 1%, 导致其焊接性能严重恶化。而为了改善焊接性能, 研究者们也尝试研究开发了中、低碳纳米贝氏体钢, 但其纳米贝氏体的形成往往需要通过预塑性变形^[17]或多道次连续冷却^[18]的方式获得, 显然, 这在实际的工业生产与应用中也是难以实现的。

表 1 典型超级贝氏体钢的化学成分与力学性能

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of typical super bainitic steels

Authors	Chemical composition ($\omega/\%$)									Mechanical property		
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Co	Al	Ni	R_m/MPa	$A/\%$	$R_m \cdot A/\text{GPa}\%$
Caballero, <i>et al.</i> ^[4]	0.32	1.45	1.97	1.26	0.26	0.10	—	—	—	1790	13	23
Garcia-Mateo, <i>et al.</i> ^[6]	0.80	1.59	2.01	1.0	—	—	1.51	—	—	1770	30	53
Caballero, <i>et al.</i> ^[9]	0.98	1.46	1.89	1.26	0.26	0.09	—	—	—	—	—	—
Avishan, <i>et al.</i> ^[11]	0.90	1.51	0.94	1.14	0.25	0.09	1.37	0.59	2.61	2182	14	30
Zhi, <i>et al.</i> ^[12]	0.83	2.44	0.43	—	—	—	—	0.73	—	1401	42.21	59

1.2 δ -TRIP 钢(δ -TRIP steels)

δ -TRIP (transformation induced plasticity, TRIP) 钢于 2007 年在 Chatterjee 等^[19]的研究工作首次提出。 δ -TRIP 钢的成分体系主要是 C-Si-Mn-Al^[19-26]。为获得足够的残余奥氏体充分发挥 TRIP 效应提高塑性, 该钢中的碳含量一般控制在 0.4% 左右; 同时为避免渗碳体析出消耗碳元素, 需要添加合金元素 Si 和 Al。其中 Al 元素的含量达

到 2%~4%^[20-22], 不但使得高温 δ 铁素体保留至室温、替代了传统 TRIP 钢中的 α 铁素体^[19], 而且还使得钢材密度降低约 4.5%~8%。尽管 δ -TRIP 钢的碳当量相对较高, 但是研究发现^[23-25], 由于 δ -TRIP 钢中 Al 含量相对较高, 在凝固过程中 Al 会从液相扩散到 δ 铁素体中, 在焊接接头中获得更多较为稳定的 δ 铁素体, 可以有效地提高焊接接头的力学性能。

表 2 典型 δ -TRIP 钢的化学成分与力学性能Table 2 Chemical compositions and mechanical properties of typical δ -TRIP steels

Authors	Chemical composition ($\omega/\%$)						Mechanical property		
	C	Si	Mn	Cu	Al	P	R_m/MPa	$A/\%$	$R_m \cdot A/\text{GPa}\%$
Chatterjee, <i>et al.</i> ^[19]	0.36	0.73	1.96	0.52	2.22	0.022	1200	22	26.4
Yi, <i>et al.</i> ^[20]	0.40	0.22	1.03	—	2.95	—	740	40	29.4
	0.39	0.21	0.51	—	3.84	—	661	41	27.1

表 2 给出的是典型 δ -TRIP 钢的化学成分与力学性能。可见, 高 Al(质量分数为 3%~5%) 的 δ -TRIP 钢其强塑积指标接近 30 GPa%, 但是其抗拉强度偏低, 距离超高强度第三代汽车用钢的力学性能还有显著差距, 仍需进一步的探索研究。此外, 由于 Al 与 Fe 元素的物理和化学性能上的差异, 高 Al 含量添加将导致钢在冶炼和铸造过程中出现新的问题, 例如文献报道的水口堵塞等, 而且其元素之间的交互作用对相变规律、形变规律以及强化机理等方面影响也需要进行深入研究, 距离实际的应用还有相当的距离^[26]。

1.3 中锰钢(Medium Mn Steels)

为了提高残余奥氏体的体积分数和稳定性, 近年来开发了锰含量达到 4%~12%、碳含量为 0.1%~0.6% 的中锰钢^[27-39]。中锰钢在工艺上采用逆相变技术^[28], 即将淬火钢快速加热至两相区退火获得超细晶的铁素体和奥氏体混合组织, 以提高钢的塑性。C 含量的增加可有效提高中锰钢中残余奥氏体含量, 进而通过形变过程中的 TRIP 效应提高塑性; Al 和 Si 是非碳化物形成元素, 可抑制渗碳体析出。很多研究工作中将中锰设计与高 Al 钢的研究相结合, 根据 Al 含量及钢微观组织特征的不同,

将中锰钢分为 3 类: 第一类不含 Al 元素, 组织特征为超细晶的铁素体和奥氏体; 第二类含少量 Al(<3.5%), 组织特征为超细晶的铁素体和奥氏体、粗大的 δ 铁素体; 第三类为高 Al 含量, 组织特征与第二类相类似, 但较高的 Al 含量可使钢板密度显著降低^[33]。

中锰钢的强度范围为 800~1200 MPa, 强塑积可达到 25~45 GPa%, 兼具了高强度、高塑性和高应变硬化能力, 如表 3 所示。可见, 其力学性能与钢的成分和残余奥氏体含量密切相关, 室温下稳定残余奥氏体的体积分数一般控制在 20%~40%。同时还可以看出, 中锰钢的力学性能还与加工工艺和热处理制度密切相关, 这是因为退火温度和保温时间的变化直接影响了残余奥氏体的含量。然而, 对于 1000 MPa 级强塑积达到 30 GPa% 以上的中锰钢, 往往需要很长的退火时间, 从能耗、效率以及成本考虑, 实际工业生产中存在较大问题。此外, 中锰钢 Mn 含量较高易产生偏析, 而较高的 C 含量又不利于焊接, Al 元素的引入会导致连铸问题及热轧过程中的开裂现象, Si 添加亦会造成热镀锌困难等等生产和应用问题, 因此中锰钢, 特别是超高强度中锰钢距离实际工业生产和应用还有相当的差距。

表 3 典型中锰钢的化学成分、热处理工艺及力学性能

Table 3 Chemical compositions, heat treatment conditions and mechanical properties of typical medium Mn steels

Authors	Chemical composition ($\omega/\%$)					Annealing Conditions	$V_{\text{austenite}}/\%$	Mechanical property		
	C	Mn	Si	Cr	Al			R_m/MPa	$A/\%$	$R_m \cdot A/\text{GPa}\%$
Miller, <i>et al.</i> ^[27]	0.11	5.7	—	—	—	1~16 h	20~40	875~1200	19~34	—
Shu, <i>et al.</i> ^[29]	0.1	6~9	—	—	—	—	—	900~1200	20~30	—
Xu, <i>et al.</i> ^[34]	0.1	5	—	—	—	650 °C / 1 h	15.8	883	41.5	36.6
Gibbs, <i>et al.</i> ^[35]	0.1	7.1	0.15	0.04	—	600 °C / 1 week	33	876	42	36.8
						650 °C / 1 week	43.5	1198	12	14.4
Shi, <i>et al.</i> ^[36]	0.2	5	—	—	—	650 °C / 6 h	34.1	950	44.5	42.3
	0.2	7	—	—	—		44.7	1420	31	44.0
Suh, <i>et al.</i> ^[37]	0.12	4.6	0.55	—	1.1	720 °C / 2 min	—	1204	15.9	19.1
	0.12	5.8	0.47	—	3.1	780 °C / 2 min	—	994	27.5	27.3
Park, <i>et al.</i> ^[38]	0.20	12.4	0.90	—	5.2	800 °C / 2 min	34.2	815	38	31.0
	0.23	8.1	0.01	—	5.3		30.8	793	37	29.3
Sohn, <i>et al.</i> ^[39]	0.35	3.5	—	—	5.8	830 °C / 50 s	22.1	800	42	33.6
						880 °C / 50 s	24.3	830	40	33.2

1.4 淬火-配分钢(Q&P steels)

淬火-配分(quenching and partitioning, Q&P)是近年来被广泛应用的一种制备第三代汽车用钢的热处理工艺^[40],包括一步法和两步法两种方式^[41-45]。该工艺的基本过程是将钢板加热至奥氏体相区后直接淬火至 M_s - M_f 温度范围内进行保温,在得到部分马氏体的同时进行碳元素配分,马氏体中过饱和的碳将向未转变奥氏体内扩散,从而形成富碳的残余奥氏体。其微观组织为板条马氏体和薄膜状(或块状)残余奥氏体,残余奥氏体在形变过程将转变为马氏体,通过 TRIP 效应增强塑性。

Q&P 钢的主要合金元素包括 C, Si, Mn, Al, Cr 等^[46-50],其典型钢种的化学成分如表 4 所示。其中,为保证足量的残余奥氏体,C 含量一般控制在 0.19%~

0.60%范围内;而 Si 和 Al 元素的作用与中锰钢等类似,抑制配分过程中渗碳体的形成;Mn 元素主要是为扩大奥氏体相区和增加残余奥氏体含量。由表 4 可见,对于低碳或低合金含量的 Q&P 钢,其抗拉强度一般不足 1500 MPa,最大延伸率约为 15%;而通过提高碳含量或添加 Nb, Cr 等元素,可进一步提高合金强度,但对延伸率并无明显改善。

在实际生产过程中,如采用一步法生产,往往需要精确控制冷轧退火工艺,必然需要配套专用的高强钢生产线,而且由于 Q&P 钢中的残余奥氏体一般仅有 10%左右^[40],达不到高塑性所要求的残余奥氏体含量。如果采用两步法生产,显然会导致实际工业生产中生产效率下降、成本能耗增加等问题的出现。

表 4 典型 Q&P 钢的化学成分及力学性能

Table 4 Chemical compositions and mechanical properties of typical Q&P steels

Authors	Chemical composition ($\omega/\%$)						Mechanical property		
	C	Si	Mn	Al	Nb	Cr	R_m/MPa	$A/\%$	$R_m \cdot A/\text{GPa}\%$
Knijf, <i>et al.</i> ^[46]	0.25	1.50	3.00	—	—	—	1335	13.4	17.9
Zhang, <i>et al.</i> ^[47]	0.19	1.52	1.48	0.15	—	—	1120	14.3	16
	0.18	1.48	1.44	0.15	0.025	—	1125	15.2	17
Arlazarov, <i>et al.</i> ^[48]	0.29	1.4	3.00	—	—	—	1433	8.8	12.6
Ding, <i>et al.</i> ^[49]	0.19	1.87	1.49	—	—	—	1140	15.3	17.4
Bohuslav, <i>et al.</i> ^[50]	0.43	2.03	0.59	0.008	0.03	1.33	2096	12	25.2
	0.43	2.60	1.17	0.008	0.03	1.33	2118	14	29.7

1.5 超快加热/冷却工艺 (flash processing) AHSS 钢

超快加热和冷却技术的最高加热速度约 400 ℃/s, 最大冷却速度约 3000 ℃/s, 一般在 10 s 之内完成加热和淬火冷却过程^[51]。将快速加热和冷却技术应用到先进高强度钢的生产中, 利用钢在 A_{c3} 温度以上的短时保温而产生的碳的不完全扩散及在整个奥氏体组织上的重新分配, 最终导致奥氏体向贝氏体和马氏体的不同转变, 制备具有超细的贝氏体和马氏体的基体组织(贝氏体体积分数约 20%~25%), 基体上均匀分布着大小不一的富 Cr 渗碳体, 在获得

超高强度的同时并不损害材料的塑性变形能力^[52, 53]。

据报道^[54, 55, 57], 目前超快加热/冷却工艺可用于 AISI 1004、1010、1020、1050、4130、4140、6150、8620 等钢种的热处理, 部分合金的化学成分及力学性能如表 5 所示。可以看出, 超快加热/冷却热处理的钢板表现出超高强度和塑性变形能力的较好匹配, 但其塑性和强塑积与第三代汽车用钢的要求依然存在较大差距。此外, 该热处理工艺强烈依赖于特殊专用设备, 在实际的工业生产中难以推广应用。

表 5 超快加热/冷却 AHSS 钢化学成分与力学性能
Table 5 Chemical compositions and mechanical properties of flash processed steels

Authors	Chemical composition ($\omega/\%$)								Mechanical property		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Co	R_m/MPa	$A/\%$	$R_m \cdot A/\text{GPa}\%$
Lolla ^[53]	0.21	0.27	0.73	0.48	0.48	0.18	0.16	0.007	1619	9.9	16
Cola ^[56]	0.21	0.22	0.63	0.33	0.01	0.04	—	—	1576	8.7	13.7
	0.04	(AISI1004)							750	8.6	6.5
	0.10	(AISI1010)							1100	8.5	9.4
Vigilante ^[57]	0.21	(AISI1020)							1600	9.5	15.2
	0.31	(AISI4130)							1900	11	20.9
	0.40	(AISI4140)							2080	10	20.8

2 第三代汽车用钢开发中存在的 key 问题

以上分析表明, 虽从 2007 年提出了高强塑积第三代汽车用钢的研发目标, 但是经过近十年的努力, 由于一些关键科学问题和关键技术未能真正实现突破, 目前第

三代汽车用钢并未大规模实现工业生产和应用, 绝大部分第三代汽车用钢, 特别是超高强度级别的第三代钢仍停留在研发阶段。以相对比较成熟的 Q&P 钢和中锰钢为例, 已成功实现工业生产和批量供货的产品类型十分有限, 如表 6 所示^[58]。

表 6 中国第三代汽车钢 Q&P 钢与中锰钢的力学性能^[58]
Table 6 Mechanical properties of commercial third generation steels, Q&P and medium Mn steels, in China^[58]

Type	Manufacturer	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	Development status
QP980	Baosteel	600~800	≥ 980	≥ 15	Supply
QP1180		820~1100	≥ 1180	≥ 10	R&D
QP980-EL		550~800	≥ 980	≥ 20	Supply
QP1180-EL		820~1100	≥ 1180	≥ 14	R&D
TG680	Medium manganese steel, TISCO	≥ 450	≥ 650	$\geq 40\%$	Supply
TG780		≥ 500	≥ 750	$\geq 35\%$	Supply
TG880		≥ 600	≥ 880	$\geq 35\%$	R&D
TG980		≥ 700	≥ 980	$\geq 30\%$	R&D

当前第三代汽车用钢从成分设计到工艺优化的核心均是通过调控钢中的残余奥氏体含量并利用奥氏体的 TRIP 效应实现塑性提升, 即主要是围绕残余奥氏体的增塑机制而展开的。但是由于成分和工艺的限制, Q&P 钢中的残

余奥氏体含量不足, 从本质上决定其很难达到第三代汽车用钢 30 GPa% 的强塑积要求。因此, 目前能够实现量产的也仅有 1000 MPa 强度级别的 QP980 钢。对于更高强度级别的 QP1180, 虽然其抗拉强度达到了 1200 MPa, 但其断

裂伸长率仅为 14%, 强塑积不足 17 GPa%(表 6)。

为了进一步提高强塑积, 中锰钢通过增加锰含量来提高残余奥氏体的稳定性、增加残余奥氏体体积分数, 进而获得优异的塑性延伸率。然而, 随着残余奥氏体体积分数的增加, 钢的塑性及强塑积虽然得到了显著的提升, 但为了获得大于 30 GPa%的强塑积, 其残余奥氏体的体积分数一般不应少于 25%, 如图 2a 所示^[59]。钢中残余奥氏体体积分数的增加必然导致马氏体体积分数的减少, 直接导致强度降低。因此, 尽管中锰钢的强塑积很高, 但其强度, 尤其是屈服强度偏低, 即使是对于合金含量较高

的 0.2C-7Mn 中锰钢, 其屈服强度也仅为 600 MPa 左右 (如图 2b 所示), 在作为汽车部件使用时, 明显表现出刚度不足的问题。从应用角度而言, 国内的钢研集团和太钢共同开发的中锰钢已经基本实现了工业化生产, 其强塑积可达 30 GPa%以上, 但其对应的热轧汽车钢板的抗拉强度仅为 700 MPa 左右, 冷轧钢板的抗拉强度仅为 1000 MPa, 与超高强度的具体要求又存在了很大差距(表 6)。由此可见, 目前主要采用的残余奥氏体提高塑性的机制, 难以同时兼顾超高强度和高塑性的具体要求, 构成了目前第三代汽车用钢开发过程中的技术瓶颈。

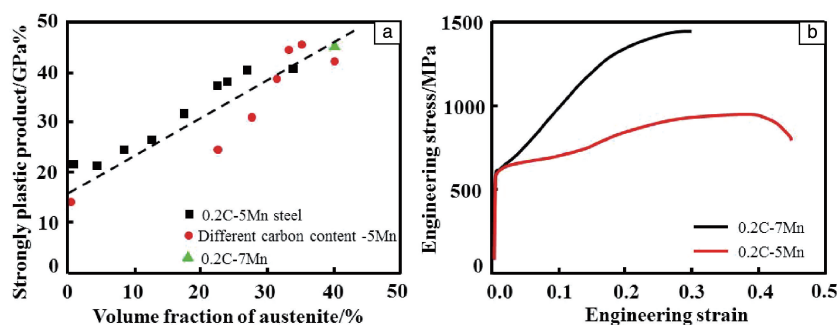


图 2 中锰钢强塑积与残余奥氏体体积分数的关系(a); 不同锰含量中锰钢应力应变曲线(b)^[59]

Fig. 2 Dependence of $R_m \times A$ values on the volume fraction of retained austenite (a); Stress-strain curves of medium Mn steel with different Mn contents (b)^[59]

就实际生产应用而言, 针对 Q&P 钢, 通常采用一步法或二步法工艺来提高钢中残余奥氏体的含量。其中, 二步法生产 Q&P 钢和 QPT (Quenching Partitioning Tempering) 钢需在冷轧后进行专门的热处理, 因而需要相应的设备投入并产生大量的附加能耗, 难以适应低成本低能耗的现代钢铁生产要求。而一步法工艺路线虽然可以在冷轧退火过程中一次实现淬火和配分的目的, 但需对热处理工艺进行精准控制, 对设备本身和控制技术均提出了很高要求。以目前全球唯一能够生产高强塑积 QP980 和 QP1180 钢的宝钢为例, 从 2009 年开始先后投资 7 亿元进行设备改造, 建成了专用高强度钢生产线。即便如此, 更高强度级别的第三代汽车用钢仍未实现工业生产。中锰钢也经历了多年的研究与开发, 但是目前能够达到超高强度下高强塑积要求的钢仍然处于实验室研发阶段, 强度 1000 MPa 级以上、强塑积 30 GPa% 以上的中锰钢并未实现工业化生产(表 6)。另外, 从实际汽车部件生产和应用的角度, 中锰钢在连铸过程中易产生锰的偏析, 而且在使用过程中存在严重的延迟开裂倾向, 导致作为汽车部件使用时的安全风险增大。

综上所述, 虽然第三代汽车用钢经过了近十年的研发, 但大多第三代汽车用钢仍然不具备工业生产和应用的基本条件。为了真正实现第三代汽车用钢的实际工业

生产和应用, 突破现有塑性提升的单一机制, 创新开发新的品种和技术路线是必由之路。

3 多维度组织调控的增强增塑机理及应用

上述分析表明, 利用残余奥氏体增强塑性从本质上难以达到超高强度条件下的高强塑积要求, 而且增加残余奥氏体含量主要是通过提高合金元素锰的加入量, 这会导致一系列生产和应用问题。真正实现第三代汽车用钢推广应用需要提出新的超高强度条件下的增强增塑机理, 通过关键科学问题的研究, 突破其关键技术。从材料学理论和实验研究可知, 除残余奥氏体的 TWIP/TRIP 效应可实现塑性提升以外, 合理控制组织细化^[60]和第二相粒子的尺寸分布^[61], 可以同时实现超高强度条件下的增强增塑。在第三代汽车用钢的开发中, 完全可以借助上述的组织细化和第二相粒子增强增塑, 并结合传统的残余奥氏体增塑, 充分利用多种增塑机制的复合效应来提高塑性。因此, 本文提出, 从第二相粒子 (Precipitates) 与位错的交互作用 (零维和一维)、组织亚微米细化 (Refinement, 二维) 和多相组织设计 (Multiphase, 三维) 的“多维度增强增塑” (PRM) 设计思路出发, 突破残余奥氏体增塑单一机制的技术瓶颈, 从而在超高强度条件下实现塑性大幅提升的新的第三代高性能汽车用钢研究开发。为了实

现 PRM 多维度增强增塑的目标, 需要从合金设计、组织调控等相关的关键科学问题着手, 取得关键技术突破。

3.1 第三代高性能汽车用钢的合金化设计

为了实现上述多维度增强增塑的组织调控, 合金的成分设计是基础。目前, 国内外所研制开发的超高强度汽车用钢, 基于低成本高性能的基本原则, 化学成分主要以 C, Mn 和 Si 为主, 各元素的主要作用以及对强度、塑性、成形、焊接、镀锌、扩孔等方面的影响已在上述文献中进行总结分析。值得注意的是, 尽管现有第三代汽车钢成分设计的合金成本较低, 但是生产技术难度大, 还可能需大额设备投资, 生产成本比较高。可见, 在进行合金设计时, 不仅需要考虑合金元素对多相组织形成与调控的影响, 还需要从工艺性能、成本、环保等多个方面进行综合考虑。

作者团队提出, 以满足使用性能为目标进行合金体系与成分的逆向设计, 综合主要添加元素对淬透性、强化效果、延缓碳化物形成以及抗氧化性等多方面的作用特性, 从成分-组织-加工条件-性质-成本多因素出发完成合金设计。基于上述认识, 根据元素特性及其对多相组织调控的影响规律的分析结果, 提出了 Cr-Mn 合金体系设计思想。其中, 合金元素 Cr 在钢中的具体作用可归纳为: ① Cr 为铁素体形成元素, 可以稳定少量的铁素体起到应变协调的作用, 有利于实现高强塑积的目标; ② Cr 具有优异的提高淬透性的作用, 可以保证生产过程中易于得到马氏体组织; ③ Cr 是有效的固溶强化元素, 可以提高强度; ④ Cr 是中强碳化物形成元素, 在退火过程中有利于形成细小的碳化物物进而提高强度。值得注意的是, Cr 是仅次于 Si 的延缓碳化物形成的元素, 有利于残余奥氏体的形成, 又不会对涂装等工艺性能产生不利影响。基于上述指导思想, 作者团队设计开发了 20Mn2Cr (0.2C-1.66Mn-1.26Cr) 合金, 并以此合金体系为基础, 对新品种的设计进行探索性研究。

20Mn2Cr 实验用钢的转变动力学曲线如图 3 所示^[62]。由图可见, 该钢的临界冷却速度仅为 14 °C/s。组织分析和力学性能测试结果表明, 该钢种经淬火得到完全马氏体后, 其屈服强度达 1000 MPa 以上、抗拉强度达 1500 MPa 以上、延伸率约为 10%, 强塑积约 15 GPa%^[63]。图 4 对比分析了 20Mn2Cr 实验用钢与典型 QP 钢和中锰钢的力学性能, 可以看出, 实验用钢的强塑积与现有 QP1180 基本接近, 但其强度更高, 取得了更为优异的超高强度条件下的强塑积。

另一个值得注意的问题是, 目前大部分研发工作都是围绕钢板的超高强度展开的。但是在实际应用中, 对于强度超过 1200 MPa 以上的超高强度钢, 由于变形抗力

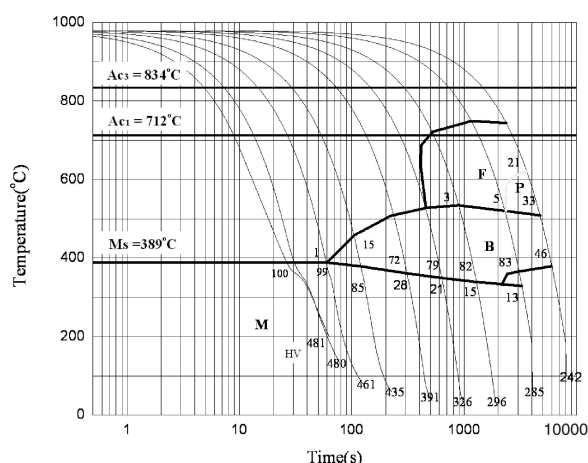


图 3 20Mn2Cr 实验钢的连续冷却转变曲线^[62]

Fig. 3 Continuous cooling transformation curves of 20Mn2Cr steel^[62]

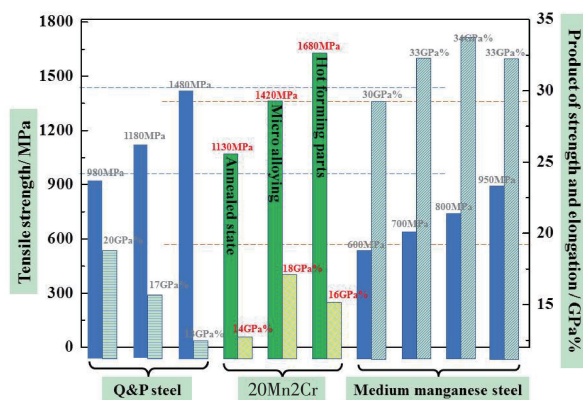


图 4 20Mn2Cr 钢与 Q&P 钢和中锰钢力学性能的对比如分析

Fig. 4 Comparison of mechanical properties among 20Mn2Cr, Q&P and medium Mn steels

大, 冷成形过程中的开裂、回弹、磨具磨损以及延迟断裂等一系列问题始终未能有效解决。从实际应用而言, 汽车部件是直接面向汽车整车的最终产品, 其性能的优劣更是直接决定了汽车轻量化效果和安全性。换言之, 即使汽车钢板性能达到了超高强度和高强塑积的要求, 如果不能解决成形问题以及成形过程所引起的性能变化问题, 从本质上来讲依然未能从根本上解决汽车轻量化和安全性问题。为了解决超高强度部件成形问题, 国外常用的方法是热冲压成形技术^[64, 65]。基于上述分析, 作者提出, 在进行第三代汽车用钢合金化设计时, 必须以汽车用钢生产和汽车部件热冲压成形过程中共性的关键科学问题研究为基础, 打通汽车用钢和汽车部件的成分设计。根据实际生产应用情况, 对强度低于 1200 MPa 的可以兼顾冷成形和热成形工艺, 而对于强度高于 1200 MPa 的汽车用钢则应以热冲压成形为主。所以, 在采用 Cr 合金化设计时, 还重点考虑了 Cr 元素对钢的抗氧化性能的

影响,期望开发新型的无涂层热冲压成形技术,打破国外垄断。研究表明,在以 Cr 为基础的成分设计中,将钢板加热至 930 °C 保温 12 min 后进行热冲压成形,其抗氧化性和脱碳性能明显优于目前国内外典型热冲压成形钢 22MnB5,如图 5 所示。

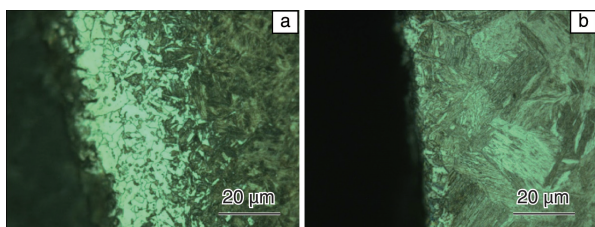


图 5 热冲压成形后部件表面形貌照片: (a) 22MnB5; (b) 20Mn2Cr

Fig. 5 Morphologies of hot stamped 22MnB5 (a) and 20Mn2Cr (b) steels

上述工作表明,从组织-性能要求进行逆向设计,根据元素特性及其对组织性能的影响规律,设计开发的 Cr-Mn 系的合金体系,取得了良好的力学性能和工艺性能,展现出作为新型超高强度高强塑积汽车用钢的巨大潜力,为进一步的研究开发工作奠定了基础。

3.2 第三代高性能汽车用钢的多维度组织调控

上述前期研究表明,为实现超高强度条件下的塑性增强、获得高强塑积,需要突破主要利用残余奥氏体增塑的传统思维,实现新型第三代汽车用钢品种体系的创新设计。成分设计必须和技术路线相结合,才能取得优异的综合力学性能。针对高强塑积的要求,作者团队提出综合多种塑性增强机制的技术路线,以多维度增强增塑为目标进行微观组织设计与调控,其主要目的是通过发挥各种塑性增强机制的增塑效应而使得超高强度条件下总的塑性伸长率得到显著提升,全面达到第三代汽车用钢的超高强度和超强塑积的要求。在多维度增强增塑的研究中,重点在于从第二相粒子“弥散强化”转化为第二相粒子“增强增塑”关键科学问题的研究,通过对第二相粒子析出行为及其与基体组织形态之间的交互作用规律等材料学问题的系统分析,探索能够实现第二相粒子增强增塑的物理机制和条件,形成通过合理控制第二相粒子尺寸与分布来满足增强增塑条件的关键技术。

由于第二相粒子对位错运动的阻碍作用,变形过程中位错滑移往往是采用绕过或切过的方式通过第二相粒子而使形变得以继续进行,这种绕过或切过需要通过增加外加应力的方式来实现,这是第二相粒子“弥散强化”的物理机制。然而,由于粒子和基体的变形不协调,弥散强化往往会降低合金塑性。所以,材料学中将第二相粒子的弥散强化定义为一种以牺牲塑性为代价的强化手

段。然而,近年来研究表明^[61],当第二相粒子尺寸分布与基体的晶粒尺寸达到某种配合时,第二相粒子不但可有效提高强度还可增加塑性,即达到同时增强增塑的作用。其典型代表是近年来开发的 NanoSteel^[66],在超高强度的基础上,强塑积可以达到 50~60 GPa%。但是,目前对第二相粒子增强增塑的物理本质和与基体相互作用构成实现增强增塑的条件,还缺少相应的理论研究。

作者团队基于位错运动的基本理论分析,认为基体晶粒的微晶化与第二相粒子的纳米化是实现第二相粒子增强增塑的必要条件。对于传统材料,由于其晶粒尺寸较大,可开动的位错源的数目对于形变而言并不是主要的限制因素,而粒子和基体之间的应变不协调性成为主导因素而导致塑性降低。而对于亚微米级的超细晶材料,可开动的位错源大大降低,如何提高位错源的数目成为影响塑性的关键问题。而弥散的第二相粒子是潜在的 F-R 位错源,在这种情况下对于塑性提升就起到了至关重要的作用。这种潜在的位错源能否开动,则取决于第二相粒子的间距。如果以第二相粒子的间距作为 F-R 位错源的长度,则其尺寸需要小于晶粒尺寸的 1/3 次方可成为可开动的位错源^[67, 68]。在亚微米级的晶粒尺寸条件下,这就要求第二相粒子具有纳米尺寸而获得极小的粒子间距。对此相关的机理和定量模型在进一步研究工作中。

一般认为,晶粒细化是有效提高强度且同时有利于塑性增强的一种强化方法。虽然在现有第三代汽车用钢的研究中,纳米贝氏体钢采用了通过组织细化提高强度和塑性的方法^[4, 7, 11],中锰钢研制时提出了利用奥氏体的逆相变(ARP)获得超细晶铁素体晶粒尺寸的方法^[28, 59],但是,目前工作中对于组织细化对塑性影响机理的分析不够深入。值得注意的是,晶粒细化增强增塑的效果仅在一定的尺寸范围内适用,理论分析和实验研究工作已经证实^[69-71],当晶粒尺寸细化到一定程度后,细化晶粒不仅不能有效提高塑性,而且会造成塑性的降低。因此,在组织细化的研究工作中,有必要深入分析组织细化对塑性的影响规律,在提升塑形的尺度范围内结合第二相粒子与组织细化的交互作用的基础上实现合理的组织细化。这就要求对第三代汽车用钢成分设计时的微合金化和轧制过程进行优化设计。作者团队通过对开发的 Cr-Mn 系汽车用钢进行微合金化设计和控制轧制后,其组织得到了有效的细化,如图 6 所示。力学性能测试结果表明,少量 Nb 添加后钢的抗拉强度达 1420 MPa,延伸率为 12.6%,强塑积约 18 GPa%,强度和强塑积指标明显优于 QP1180,且与未微合金化的钢相比,其在超高强度条件下强塑积得到了有效提高,进一步科学问题和控制技术的研究工作正在进行中。

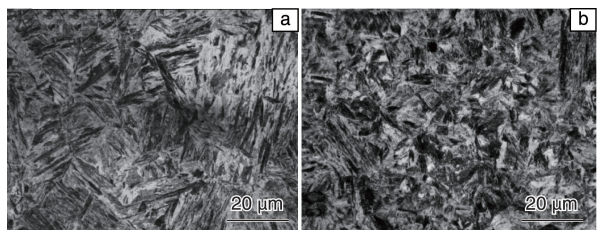


图 6 微合金化对 Cr-Mn 钢组织细化的影响: (a) 20Mn2Cr; (b) 20Mn2Cr-Nb

Fig. 6 Effect of micro-alloying on the microstructural refinement of Cr-Mn steel: (a) 20Mn2Cr; (b) 20Mn2Cr-Nb

多相组织调控是调整材料强度和塑性配合的最为常用的手段。从超高强度条件下塑性增强的角度考虑,多相组织调控的关键在于马氏体基体上残余奥氏体含量和稳定性的合理控制,对此国内外具有相当多的研究工作,如前所述。需要强调的是,从实际工业推广生产和应用的角度,包括残余奥氏体在内的多相组织调控,应该考虑生产应用成本和节能降耗,基于现有生产设备和条件进行。作者团队的研究工作表明,通过合金体系开发和成分优化,可以在现有冷轧退火线实现在线淬火和配分,得到一定的残余奥氏体体积分数来部分提高塑性。但是,显然在低合金含量和现有生产装备条件下,如果主要依靠残余奥氏体是不能获得要求的高强塑积。利用多种机制结合实现多维度增强增塑才是易于在现有条件下推广、实现超高强度条件下塑性增强的新技术。

4 结 语

自 2007 年美国汽车/钢铁联盟提出开发第三代汽车用钢(强塑积达到 30 GPa%)以来,经过近十年的努力,从工业规模的推广生产和应用方面来看,1000 MPa 强度级别以上的超高强度第三代汽车用钢并未取得突破性进展。目前典型的强塑积达到 20 GPa%的 Q&P 体系也仅有宝钢实现了 QP980 的生产,而 1000 MPa 强度级别以上的 30 GPa%的第三代汽车用钢至今未见量产的相关报道。这是由于目前超高强度条件下塑性增强的机制主要依赖于残余奥氏体的 TRIP/TWIP 效应的本质所限。

为了真正实现第三代超高强度高强塑积汽车用钢和部件的生产应用,应该从根本上突破单一残余奥氏体增塑的现有模式,在现有工艺装备条件下,通过“合金化设计”开发新的汽车用钢品种体系,利用一维/零维第二相粒子与位错交互作用增强增塑、二维组织细化增强增塑(晶界)以及三维多相组织设计的“多维度增强增塑”模式实现塑性提高,从而在短期内实现新型高性能汽车用钢及部件实际工业生产和应用,使我国汽车轻量化钢铁材料研发与应用达到国际领先水平。

致谢: 本文的研究工作得到了安徽省科技攻关项目(12010202015)的经费支持。本文的撰写,得到了董元簋教授无私的指导和帮助;在论文写作过程中,与上海大学李谦教授、马鞍山钢铁公司张建教授、刘永刚教授、谷海荣博士、中国汽车工业研究院有限公司马鸣图教授、冯毅老师、北京科技大学闫柏军教授、奇瑞汽车有限公司李创博士、苏州大学章顺虎和宋滨娜博士等进行了卓有成效的讨论,在此表示衷心感谢。

参考文献 References

- [1] Zhang Zhiqin(张志勤), Huang Wei(黄 维), Gao Zhenfeng(高真凤). *Special Steel*(特殊钢)[J], 2013, 34(1): 16-21.
- [2] Hu Feng(胡 锋), Zhou Lixin(周立新), Zhang Zhicheng(张志成), et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2015, 34(7-8): 595-604.
- [3] Shen Wenzhu(申文竹), Li Chunfu(李春福), Song Kaihong(宋开红), et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2012, 37(4): 6-10.
- [4] Caballero F G, Bhadeshia H K D H, Mawella K J A, et al. *Materials Science Technology* [J], 2001, 17(5): 517-522.
- [5] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. *Journal de Physique IV* [J], 2003, 112(1): 285-288.
- [6] Garcia-Mateo C, Caballero F G, Bhadeshia H K D H. *Materials Science Forum* [J], 2005, 500(1): 495-502.
- [7] Bhadeshia H K D H. *Bainitic Bulk-Nanocrystalline Steel*[C]// *Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced Structural Steels*. Korea: Korean Institute for Metals, 2006: 22-24.
- [8] Bhadeshia H K D H. *Materials Science and Engineering A* [J], 2008, 481(1): 36-39.
- [9] Caballero F G, Miller M K, Babu S S, et al. *Acta Materialia* [J], 2007, 55(1): 381-390.
- [10] Caballero F G, Miller M K, Garcia-Mateo C. *Acta Materialia* [J], 2010, 58(7): 2338-2343.
- [11] Avishan B, Garcia-Mateo C, Morales-Rivas L, et al. *Journal of Materials Science* [J], 2013, 48(18): 1-12.
- [12] Zhi Chao(智 超), Zhao Aimin(赵爱民), He Jianguo(何建国), et al. *Chinese Journal of Engineering*(工程科学学报)[J], 2016, 38(5): 691-698.
- [13] Garcia-Mateo C, Caballero F G. *ISI International* [J], 2005, 45(11): 502-506.
- [14] Avishan B, Garcia-Mateo C, Yazdani S, et al. *Materials Characterization*[J], 2013, 81(4): 105-110.
- [15] Sourmail T, Garciamateo C, Caballero F G, et al. *Metals* [J], 2017, 7(1): 31-35.
- [16] Yang H S, Bhadeshia H K D K. *Materials Science and Technology* [J], 2008, 24(3): 335-342.
- [17] Zhang M, Wang T S, Wang Y H, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2013, 568(4): 123-126.

- [18] Wang X L, Wu K M, Hu F, *et al. Scripta Materialia* [J], 2014, 74 (3): 56–59.
- [19] Chatterjee S, Muruganath M, Bhadeshia H K D H. *Materials Science and Technology* [J], 2007, 23(7): 819–827.
- [20] Yi H L, Lee K Y, Bhadeshia H K D H. *Proceedings of the Royal Society A* [J], 2011, 467 (2125): 234–243.
- [21] Yi H L, Lee K Y, Bhadeshia H K D H. *Materials Science Engineering A* [J], 2011, 528(18): 5900–5903.
- [22] Yi H L, Ryu J H, Bhadeshia H K D H, *et al. Scripta Materialia* [J], 2011, 65(7): 604–607.
- [23] Yi H L, Lee K Y H, Bhadeshia H K D H. *Science and Technology of Welding & Joining* [J], 2010, 15(7): 619–624.
- [24] Jung G S, Lee K Y, Lee J B, *et al. Science and Technology of Welding & Joining* [J], 2012, 17(2): 92–98.
- [25] Feng Weijun (冯伟骏), Lei Ming (雷鸣), Wang Li (王利). *Baosteel Technology* (宝钢技术) [J], 2013, 4: 43–47.
- [26] Duan Yongqing (段永卿), Chen Xiaohui (陈晓辉), Wang Yuecong (王月聪). *Iron Steel Vanadium Titanium* (钢铁钒钛) [J], 2015, 36 (6): 123–126.
- [27] Miller R L. *Metallurgical Transactions* [J], 1972, 3(4): 905–912.
- [28] Dong H. *Science China Technological Science* [J], 2012, 55 (7): 1774–1790.
- [29] Dong W S, Ryu J H, Joo M S, *et al. Metallurgical & Materials Transactions A* [J], 2013, 44(1): 286–293.
- [30] Lee S, Estrin Y, De Cooman B C. *Metallurgical & Materials Transactions A* [J], 2013, 44(7): 3136–3146.
- [31] Grajcar A. *Archives of Foundry Engineering* [J], 2012, 12(2): 123–126.
- [32] Grajcar A, Kalinowska-Ozgowicz E, Opiela M, *et al. Archives of Foundry Engineering* [J], 2011, 49(1): 5–14.
- [33] Zhang Leifeng (张磊峰), Song Renbo (宋仁伯), Zhao Chao (赵超), *et al. Materials Review A* (材料导报) [J], 2014, 28(10): 111–129.
- [34] Xu Wenhuan (徐文欢), Song Rongmin (孙荣民), Wang Cunyu (王存宇), *et al. Iron and Steel* (钢铁) [J], 2012, 47(11): 63–68.
- [35] Gibbs P J, De Moor E, Merwin M J, *et al. Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2011 (42): 3691–3702.
- [36] Shi J, Sun X J, Wang M Q, *et al. Scripta Materialia* [J], 2010 (63): 815–818.
- [37] Suh D W, Park S J, Lee T H, *et al. Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2010, 41(2): 397–408.
- [38] Park S J, Hwang B, Lee K H, *et al. Scripta Materialia* [J], 2013, 68 (6): 365–369.
- [39] Sohn S S, Lee B J, Lee S, *et al. Acta Materialia* [J], 2013, 61(13): 5050–5066.
- [40] Speer J G, Matlock D K, Cooman B C D, *et al. Acta Materialia* [J], 2003, 51(9): 2611–2622.
- [41] Clarke A J, Speer J G, Matlock D K, *et al. Scripta Materialia* [J], 2009, 61: 149–152.
- [42] Santofimia M J, Speer J G, Clarke A J, *et al. Acta Materialia* [J], 2009, 57: 4548–4557.
- [43] Xu Zuyao (徐祖耀). *Heat Treatment* (热处理) [J], 2008, 23(2): 1–5.
- [44] Xu Zuyao (徐祖耀). *Heat Treatment of Metals* (金属热处理) [J], 2009, 34(6): 1–5.
- [45] Santofimia M J, Zhao L, Sietama J. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2011, 42(12): 3620–3626.
- [46] Knijf D D, Petrov R, Föjer C, *et al. Materials Science Engineering A* [J], 2014, 615: 107–115.
- [47] Zhang J, Ding H, Misra R D K, *et al. Materials Science Engineering A* [J], 2015, 641: 242–248.
- [48] Arlazarov A, Bouaziz O, Masse J P, *et al. Materials Science Engineering A* [J], 2015, 620: 293–300.
- [49] Ding R, Tang D, Zhao A, *et al. Materials Design* [J], 2015, 8: 640–649.
- [50] Bohuslav M, Hana J, Daniela H, *et al. Materials Science Forum* [J], 2010, 654–656: 94–97.
- [51] Cola Jr G M. Replacing Hot Stamped, Boron and DP1000 with “Room Temperature Formable” Flash © Bainite 1500 Advanced High Strength Steel [C]//*Proceeding of the 28th ASM Heat Treating Society Conference*. Detroit, Michigan, USA: 2015: 21–28.
- [52] Moor E D, Gibbs P J, Speer J G, *et al. Iron & Steel Technology* [J], 2010, 7(11): 133–144.
- [53] Lolla T, Cola G, Narayanan B, *et al. Materials Science and Technology* [J], 2011, 27(5): 863–875.
- [54] Wang Guodong (王国栋), Yao Shengjie (姚圣杰). *Angang Technology* (鞍钢技术) [J], 2009, 6: 1–5.
- [55] Cola Jr G M. Dual-Phase Flash Bainite Created in 3-Second Thermal Cycle by Water Quenching [C]//*Proceeding of the Intl. Conference on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steels*. Orlando: 2008: 105–114.
- [56] Cola Jr G. Temper-Resistant 1600 MPa/8.7% El AISI 1020 Flash Bainite Processed Steel Made in 5 Seconds [C]//*Proceeding of Materials Science and Technology*. Pittsburgh, 2009: 1337–1345.
- [57] Vigilante G, Hespos M, Bartolucci S. Evaluation of Flash Bainite in 4130 Steel [R]. New Jersey, USA: Benet Laboratories, 2011.
- [58] Wang Cunyu (王存宇), Cao Wenquan (曹文全), Dong Han (董翰). 中锰第三代汽车钢及其先进性 [C]//*Proceedings of the 11th CSM Congress* (第十一届中国钢铁年会). Beijing: 2017.
- [59] Cao W, Shi J, Wang C, *et al. The 3rd Generation Automobile Sheet Steels Presenting with Ultrahigh Strength and High Ductility* [M]//Weng Y Q, Dong H, Gan Y. *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. Springer Berlin Heidelberg, 2011: 209–227.
- [60] Subramanian S V, Ma X, Rehman K. Austenite Grain Size Control in Upstream Processing of Niobium Microalloyed Steels by Nano-Scale Precipitate Engineering of TiN-NbC Composite [M]//*Energy Materials*. John Wiley & Sons, Inc, 2014: 639–650.
- [61] Song R, Ponge D, Raabe D. *Scripta Materials* [J], 2005, 52(11):

- 1075–1080.
- [62] Zhu G H, Zhou H B, Li Q Y, *et al.* *Journal of Iron and Steel Research International* [J], 2015, 22(12): 1144–1148.
- [63] Zhou H B, Zhu G H, Li Q Y, *et al.* *Metal Science and Heat Treatment* [J], 2015, 57(5–6): 339–343.
- [64] Karbasian H, Tekkaya A E. *Journal of Materials Processing Technology* [J], 2010, 210(15): 2103–2118.
- [65] Naderi M, Ketabchi M, Abbasi M, *et al.* *Journal of Materials Processing Technology* [J], 2011, 211(6): 1117–1125.
- [66] New Class of Steel: Targeted Mixed Microconstituent Structure in Nanosteel AHSS. <https://nanosteelco.com/products/sheet-steel/new-class-of-steel>.
- [67] Liu J, Zhu G, Mao W, *et al.* *Materials Science Engineering A* [J], 2014, 607: 302–306.
- [68] Liu Jin(刘 颀), Zhu Guohui(朱国辉). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(7): 777–783.
- [69] Lu K, Sui M L. *Scripta Metallurgy Materials* [J], 1993, 28: 1465–1470.
- [70] Zou Zhangxiong(邹章雄), Xiang Jinzhong(项金钟), Xu Siyong(许思勇). *Physics Examination and Testing*(物理测试)[J], 2012, 30(6): 13–17.
- [71] Quek S S, Chooi Z H, Wu Z X, *et al.* *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* [J], 2016, 88: 252–266.

(编辑 惠 琼)

第二届材料基因工程高层论坛在北京举办

2018 年 10 月 15 日,“中国工程院第 277 场工程科技论坛——第二届材料基因工程高层论坛”在北京国际会议中心隆重举办。论坛由中国工程院和中国材料研究学会主办,北京科技大学、中国工程院化工、冶金与材料工程学部、工业和信息化部产业发展促进中心、北京材料基因工程高精尖创新中心共同承办。中国工程院干勇院士、陈建峰院士、北京科技大学校长杨仁树、科技部高新技术发展及产业化司副司长曹国英、工业和信息化部产业发展促进中心副主任李进忠、中国材料研究学会理事长魏炳波院士,40 位材料及相关领域的院士,140 余位报告人,以及来自国内外材料领域的高校、企业单位的专家学者、青年学生等 900 余人出席论坛。开幕式由论坛主席谢建新院士主持,杨仁树校长致欢迎辞,李进忠副主任、曹国英副司长、陈建峰院士先后致辞。

主论坛中,北京科技大学谢建新院士、钢铁研究总院王海舟院士、中国科学院物理研究所汪卫华院士、日本国立物质与材料研究所徐一斌教授、挪威科学与工业研究院杜强教授分别作了专题报告,分享了材料基因工程前沿领域的国际发展动态和最新研究成果,探讨了该领域的关键问题和发展策略。

15 日下午及 16 日进行的 5 个分论坛分别以“材料高通量计算与设计”、“材料高通量制备与表征”、“材料服役与失效行为高效评价”、“材料数据库与大数据技术”、“材料基因工程技术应用”为主题,现场气氛热烈。

本次论坛为从事新材料基础研究及材料基因工程领域的众多专家学者提供了合作交流的平台,将进一步提升我国材料基因工程技术的研究水平、有力推动新材料学术研究与产业的创新与发展。

(本刊通讯员 张雨明)

第五届国际材料与试验高端论坛在北京召开

2018 年 10 月 15 日至 18 日,由中国工程院主办的“第五届国际材料与试验高端论坛”在北京国际会议中心成功召开。论坛同期召开了由中国钢研科技集团有限公司(CISRI)与中国金属学会分析测试分会联合主办的“ICASF2018 & CCATM2018 国际冶金及材料分析测试学术报告会”和由中国合格评定国家认可委员会(CNAS)主办的“第六届中国能力验证论坛”(6th PT)。中国工程院化工、冶金与材料工程学部第十届学部主任刘炯天院士担任大会主席。

16 日举办的论坛联合大会由刘炯天院士主持,中国工程院王辰副院长、中国钢研科技集团有限公司张少明董事长分别致辞。大会特邀报告由屠海令院士、毛新平院士、国际钢铁工业分析委员会我妻和明副主席、李仲平院士先后主持,共邀请了 13 位国内外知名专家以“材料与试验技术创新及标准化助力质量提升”为主题,就材料研究、试验技术、结果评价及标准化等方面展开了专题报告与深入研讨。

本次论坛共有百余位国内外相关领域的专家、学者、技术人员出席,充分研讨新材料新技术发展、标准研制与应用、质量基础设施建设等问题,推进了我国材料与试验技术及标准化工作的发展。

(本刊通讯员 张雨明)