DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2019.08.026

汽车用高强韧 Fe–Mn–Al–C 系低密度钢研究进展

王英虎[1,2]

(1.攀钢集团研究院有限公司,四川 攀枝花 617000;2.海洋装备用金属材料及其应用国家重点试验室,辽宁 鞍山 114009)

摘　要:由于环保和节能的需要,汽车轻量化已经成为世界汽车发展的潮流,兼具低密度和高强韧的低密度钢可以保证不牺牲汽车结构零件强度的前提下尽量减轻汽车自重。综述了国内外 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢的研究现状、汽车轻量化途径、不同种类低密度钢的组织和性能特点及其强化机理。

关键词:Fe-Mn-Al-C 钢;低密度;强化机理;汽车轻量化;组织性能

中图分类号: TG142　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2019)08-0868-06

Research Progress of Fe–Mn–Al–C Low Density Steel with High Strength and Toughness for Automobile

WANG Yinghu[1,2]

(1.Pangang Group Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, China; 2. State Key Laboratory of Marine Equipment Made of Metal Material and Application, Anshan 114009, China)

Abstract: Because of the need of environmental protection and energy saving, automobile lightweight has become the trend of world automobile development. Low density steel with low density、high strength and toughness can reduce automobile weight as far as possible without sacrificing the strength of automobile structural parts. The current status of Fe-Mn-Al-C low density steels both at home and abroad was summarized, including the way of automobile lightweight, the structure and properties of different kinds of low density steels,and the strengthening mechanism of low density steels.

Key words: Fe-Mn-Al-C steel; low density; strengthening mechanism; automobile lightweight; microstructure and property

据科学研究表明，一辆汽车自重每减少 10%，其燃油消耗可以减少 6%~8%，尾气排放可降低 5%~6%;每减少 1 L 燃油消耗,就会少排放 2.45 kg 二氧化碳,可有效减轻汽车尾气对环境的污染。因此,汽车轻量化可有效缓解日益严重的环境污染问题[1]。

20 世纪 30 年代 Ton 和 Korter 首次提出了低密度钢概念,他们在铁中加入相对分子质量较低的锰和铝元素组成 Fe-Mn-Al 系低密度钢，并做出了淬火后的相图。1958 年 Ham 等开发出了成本低廉的 Fe-34Mn-10Al-0.76C 奥氏体低密度钢,其抗拉强度达到了 750 MPa[2]。新开发出的奥氏体低密度钢具有优良的耐腐蚀性和抗氧化性,由于低密度钢有成本上的优势,Ham 等提出使用廉价 Fe-Mn-Al 系低密度钢替代价格昂贵的 Cr-Ni 不锈钢,这成为 20 世纪 50 年代汽车工业及钢铁工业领域热门研究课题。由于资源和环境问题,低密度钢在汽车材料应用方面的研究是最近几年才发展起来的，国内外一些钢铁公司对低密度钢展开了一系列深入研究:POSCO 公司对低密度钢中 κ 碳化物的化学成分、晶体结构、形态及与奥氏体、铁素体的取向关系进行了研究,并确定了亚稳奥氏体分解成铁素体的机理;韩巴大学 Park 课题组研发的 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢抗拉强度超过了 800 MPa,密度降低到 6.84 g/cm^3,力学性能可与 TWIP 钢相媲美[3];2018 年,江阴兴澄特种钢铁有限公司对高强韧低密度钢工业化生产技术进行攻关，实现了高强韧低密度钢产品工业化制备,无损探伤高于工业一级水平,这一重大技术突破使我国低密度钢的工业化生产技术处于国际领先水平。

1　汽车轻量化途径

从材料选择的角度出发，目前汽车轻量化途径主要有两条:一是使用轻质材料,例如使用密度低的铝及铝合金、镁及镁合金、工程塑料或碳纤维复合材料。采用这类材料替代传统钢铁材料作为汽车零部件可有效减轻汽车自重,但铝合金、镁合金等轻质材料由于自身强度低的原因，限制了其在汽车受力及

收稿日期: 2019-04-02

作者简介: 王英虎(1992-),河北衡水人,硕士生. 研究方向:先进金属材料及加工技术.电话:15222229016,
E-mail:hihihowareyou@163.com

承重部件中的应用。与此同时,铝合金及镁合金材料弹性模量低、硬度低、热稳定性差等原因也限制了其使用与发展[3]。美国政府与 3 大汽车公司为了改善美国汽车工业的竞争能力并推动汽车技术革命，制定了新一代汽车合作伙伴计划即 PNGV 计划。在汽车用材料减重方面,虽然 PNGV 计划达到了车身减重 40%的目标,但由于广泛使用铝合金和镁合金等材料,导致了汽车成本增加,该计划取得一定成果后,已经减缓了前进步伐,主要是考虑材料成本、节能和环保的综合价值。

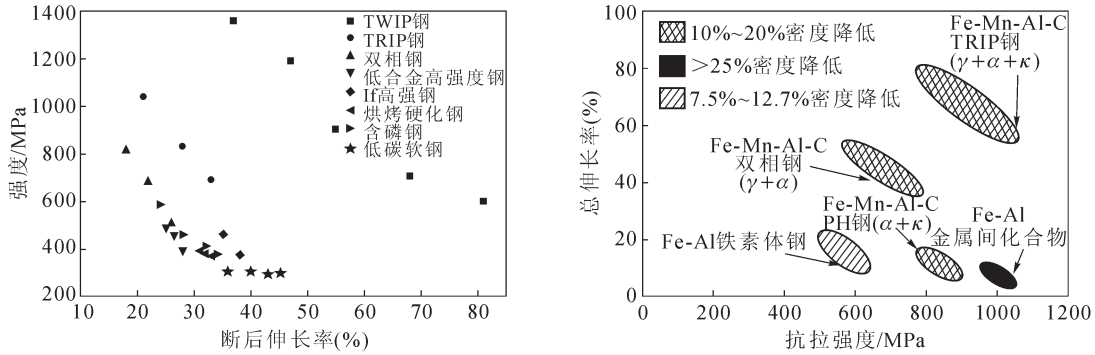
第二种实现汽车轻量化途径为:使用超高强度钢替代传统钢材，降低钢板厚度以减轻车身自重。有数据表明：当汽车钢板厚度减少 0.10 mm 时,车身可减重 12%。因此,许多家钢铁企业竞相研发先进超高强度钢，如 TRIP 钢、DP 钢、TWIP 钢、M 钢等。TRIP 钢、DP 钢、TWIP 钢和 M 钢都已经广泛应用于汽车车体制造。下一代超高强度钢板也在加速研发中,在超高强度下提高塑性,获得高强塑积的下一代汽车用薄钢板,可有效实现减重的目标。虽然高强钢具有一定的优势,但是也存在着一系列问题：钢板可成形性会随着强度提高而逐渐降低,对冲压成形工艺是一种新挑战;高强钢板成形后容易产生回弹,回弹量远大于传统低碳钢板,而且材料特性描述较为复杂,会给回弹预测及控制带来很大困难，成形后的高强度钢板存在开裂和起皱问题,开裂敏感性受到切变质量及板材微观多相组织硬度差别等方面影响,很难得到控制。

汽车轻量化更具有发展潜力的途径是:开发出一种集低密度与高强韧兼备的钢种——Fe-Mn-Al-C 低密度钢。有学者指出,向钢中添加一定量铝、锰、硅和碳等轻量化元素,在合金成分优化的基础上，可得到低密度和高强韧兼备的新型钢种，这就可以在不牺牲汽车结构件强度与刚度前提下有效减轻汽车车身的自重。TWIP 钢、TRIP 钢、DP 钢等汽车用钢的强度和塑性关系如图 1(a)所示,如果在保证安全使用强度与塑性的前提下，可用低密度钢替代这些传统钢。据有关研究报道,铁素体低密度钢可适用于对强度要求适中的汽车闭合件；具有复相组织结构的低密度钢适用于制造抗碰撞汽车安全结构件。图 1(b)显示了不同 Fe-Al 和 Fe-Mn-Al-C 低密度钢强度和塑性的关系。含 Al 高 Mn 低密度钢由于奥氏体组织中含有 κ 碳化物、孪晶等强化相,其强塑积达到了 50 GPa%;含 Al 中 Mn 低密度钢具有铁素体和奥氏体双相组织，其强塑积达到了 30 GPa%,均符合第三代汽车用钢要求的使用性能[4,5]。

2　Fe–Mn–Al–C 低密度钢分类

2.1　单一铁素体低密度钢

单一铁素体低密度钢为 Fe-Al 固溶体合金,其主要成分为 Fe-(2~9)Al,组织为单相铁素体。Frommeyer 等研究了不同 Al 含量 Fe-Al 低密度钢变形行为,由图 2 可以看出[6],随着 Al 含量增加,Fe-Al 低密度钢抗拉强度和屈服强度逐渐增加，但断后延伸率逐渐降低，杨氏弹性模量和应变硬化指数 n 值也减小。Fe-6.8%Al 钢可与 DP450 钢力学性能相媲美,其屈服强度为 342 MPa，抗拉强度可达到 465 MPa 且成形性能优良。Fe-6.8Al 钢、Fe-8.1Al 钢和 IF 钢都呈现连续屈服行为,而 Fe-9.7Al 钢为不连续屈服[6]。Fe-Al 低密度钢可用来制造强度要求适中的汽车内部结构件,如果深冲性能能够得到进一步改善,也可以用来制造汽车受力零部件及覆盖件。目前,主要问题是研发出铁素体低密度钢的低成本新工艺，并进一步进行成分优化，期待不久的将来能在汽车工业中得到应用。



(a)汽车车体用钢材强度和塑性比较　　(b)Fe-Al和Fe-Mn-Al低密度钢伸长率与抗拉强度关系图

图 1　车车体用钢材强度和塑性比较, Fe-Al 和 Fe-Mn-Al 低密度钢伸长率与抗拉强度关系图

Fig.1　Comparison of strength and plasticity for body structure, Tensile elongation versus tensile strength for Fe-Al and Fe-Mn-Al low-density steels

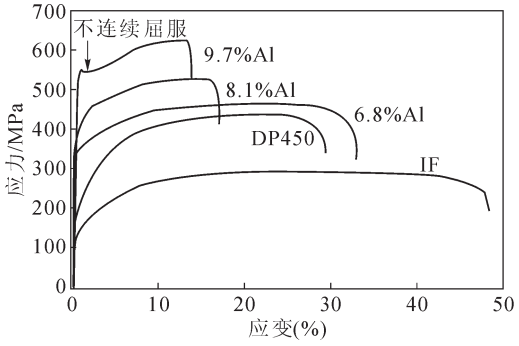


图 2 Fe-Al 低密度钢应力–应变关系
Fig.2 Engineering stress-strain curves of Fe-Al low density steels

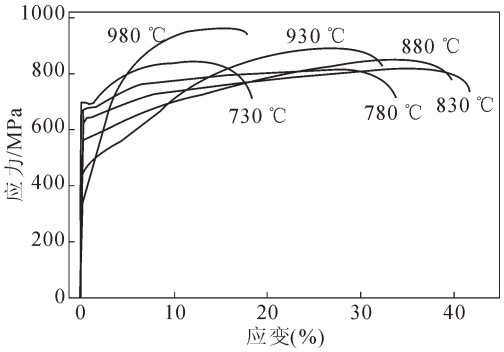


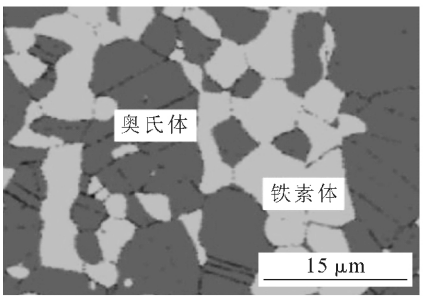
图 3 Fe-0.35C-3.5Mn-5.8Al 铁素体低密度钢退火后的工程应力应变曲线
Fig.3 Engineering stress-strain curves of Fe-0.35Mn-0.35C-5.8 Alferritic low density steel after annealing

2.2 铁素体低密度钢

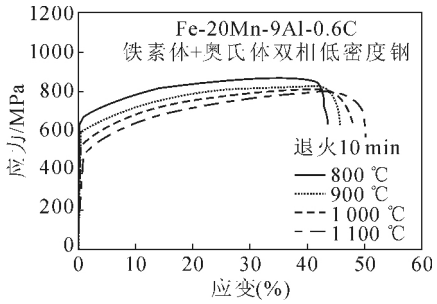
此类钢种的大致成分为 Fe-(2~7)Al-(0~9)Mn-(0~0.4)C，铁素体低密度钢的主要组成相为 δ 铁素体。铁素体低密度钢多为 δ-TRIP 钢，冷轧铁素体低密度钢经 TRIP 或 Q-P 工艺热处理后可获得适量残余奥氏体，这些残余奥氏体在形变时诱发马氏体相变，显著提高钢板力学性能。δ-TRIP 低密度钢具有与第 3 代先进高强钢相媲美的强塑性，其密度降低可超过 8%，可用来制造汽车的一些结构件。Lee 研究了 Fe-0.35C-3.5Mn-5.8Al 铁素体低密度钢临界退火及奥氏体等温淬火。研究发现：较低退火温度使残余奥氏体晶粒更为细小，细小的奥氏体晶粒会使铁素体低密度钢具有更好的强塑性。铁素体低密度钢退火温度高于 930 ℃时，奥氏体粗化现象严重；退火温度低于 830 ℃时，κ 碳化物不完全转化成为奥氏体条带，对材料的性能产生不利影响。如图 3 所示[7]，退火温度过高和过低都会引起铁素体低密度钢机械稳定性下降[7-10]。

2.3 铁素体–奥氏体双相低密度钢

铁素体–奥氏体双相低密度钢大致成分为 Fe-(3~13)Al-(5~30)Mn-(0.2~1.5)C，其主要组织为铁素体和奥氏体。Cai 等对 Fe-8Mn-4Al-0.2C 铁素体–奥氏体低密度钢进行了研究，其减重可达 8%，经过了类似 Q&T 处理后，抗拉强度最高可达 1 000 MPa，断后伸长率为 40%。Fe-8Mn-4Al-0.2C 中的铁素体包含高温铁素体(δ-Fe)和室温铁素体(α-Fe)，残余奥氏体体积分数为 30%~40%；残余奥氏体 TRIP 效应对双相低密度钢性能提高起到了重要作用，形变过程中，马氏体相变会导致高温铁素体和室温铁素体塑性变形，在应力传递过程中会使变形不均匀性得到改善，起到变形协调作用，使奥氏体和铁素体双相低密度钢力学性能得到改善。由于 TRIP 效应，与 Fe-Al 铁素体低密度钢相比，铁素体–奥氏体双相低密度钢强塑积可高出 5~15 GPa%[11]。在铁素体–奥氏体双相低密度钢中，两组成相均会对钢的力学性能产生重要影响。Lee 等对 Fe-20Mn-9Al-0.6C 铁素体–奥氏体双相低密度钢经过 800~1 100 ℃固溶处理后的组织及性能作了研究，如图 4(a)所示。奥氏体晶粒会随固溶温度升高而长大，但体积分数略有降低，铁素体晶粒尺寸随固溶温度升高基本保持不变，在 1 100 ℃固溶热处理 10 min 水淬后，Fe-20Mn-9Al-0.6C 双相钢奥氏体和铁素体两相的体积分数和晶粒尺寸相当。由图 4(b)可以看出，随固溶温度升高，Fe-20Mn-9Al-0.6C 双相钢抗拉强度降低，但断后伸长率随固溶温度升高而增加，固溶温度为 1 100 ℃时，抗拉强度为 787 MPa，屈服强度为 494 MPa，断后伸长率为 47%[12]。



(a)OM

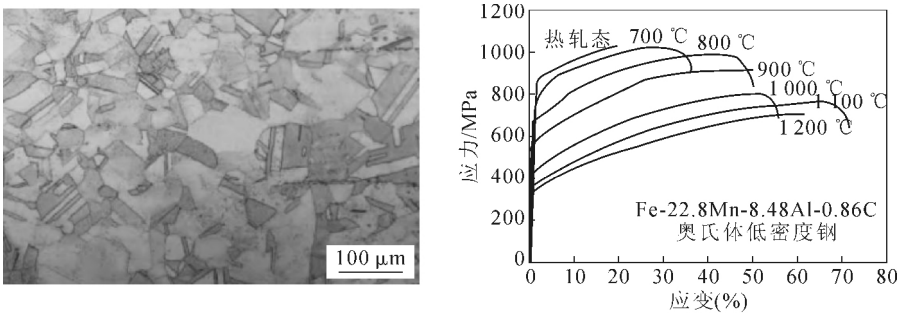


(b)工程应力-应变曲线

图 4 Fe-20Mn-9Al-0.6C 双相低密度钢 1 100 ℃固溶
Fig.4 Fe-20Mn-9Al-0.6C dual-phase low density steel solid solution treated at 1 100 ℃

2.4　奥氏体低密度钢

奥氏体低密度钢的大致成分为 Fe-(7~12)Al-(20~30)Mn-(0.5~1.5)C,其主要组织为奥氏体,同时还存在一些少量的铁素体和 κ- 碳化物。同样地,奥氏体在后续形变过程中仍有非常好的稳定性。Fe-Mn-Al-C 低密度钢成分中较低 Al 含量与较高 Mn 含量均可获得单一奥氏体组织。奥氏体基体变形行为及奥氏体基体与 κ- 碳化物相互作用均会影响奥氏体低密度钢的力学性能。周占明等对 Fe-20Mn-9Al-0.6C 奥氏体低密度钢固溶处理后组织演变规律及力学性能作了研究。其热轧后组织为奥氏体和铁素体,奥氏体晶粒细小,铁素体呈带状分布于奥氏体内;固溶温度为 1 000 ℃时,晶粒长大,晶内可见明显孪晶,为单一奥氏体组织,如图 5(a)所示。Fe-20Mn-9Al-0.6C 钢固溶处理后的工程应力–应变曲线如图 5(b)所示,在变形过程中,没有明显的屈服平台。当固溶温度为 700~900 ℃时,细小奥氏体与铁素体晶粒使其具有较高强度,但断后伸长率较低。随着固溶温度升高,其断后伸长率不断增加,当固溶温度为 1 100 ℃时,断后伸长率达到68%,抗拉强度为 757.4 MPa,强塑积为 51.5 GPa%[13]。



(a)OM　　(b)应力-应变曲线

图 5　Fe-22.8Mn-8.48Al-0.86C 奥氏体低密度钢 1 000 ℃固溶

Fig.5　Fe-22.8Mn-8.48Al-0.86C Austenitic low density steel solution treated at 1 000 ℃

3　Fe–Mn–Al–C 低密度钢的强化机理

3.1　低密度钢的 TWIP 效应

Fe-Mn-Al-C 系低密度钢中产生形变硬化的主要机制有形变孪晶强化、应变诱发马氏体相变强化、动态应变时效、原子团强化机制、第二相粒子强化、晶界强化和位错强化等。实际上,强化并不是由单一机制所决定的,多数情况下是几种强化机制综合作用的结果。图 6 为 Fe-Mn-Al-C 系低密度钢几种常见的变形强化机制。

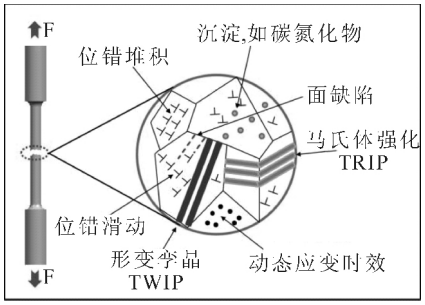


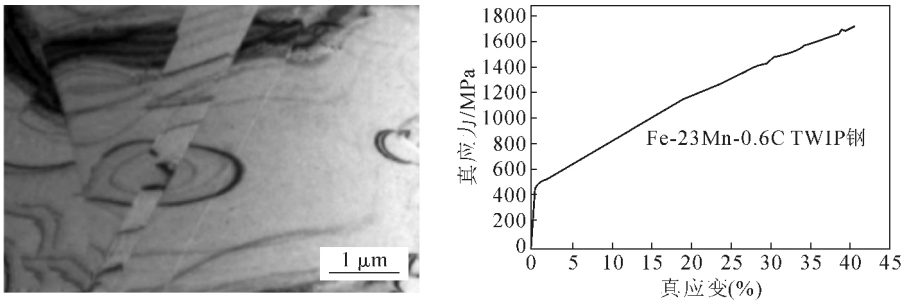
图 6　Fe-Mn-Al-C 系低密度钢主要强化机制

Fig.6　Main strengthening mechanism of Fe-Mn-Al-C low density steel

TWIP 效应是金属在外加载荷作用下,在变形过程中由于高应变区会应变诱发孪晶转变,因此显著延迟钢的颈缩,从而提高钢的塑性。TWIP 低密度钢成分通常是在 Fe 中添加 15%~30%Mn,并加入一定量 Al 或 Si 元素,也可以加入少量 V、Ni、Mo、Cu、Ti、Nb 等。其一般工艺是轧制、退火和淬火处理,获得奥氏体基体组织,具有强度高、延展性好、冲压成形能力好的特点。Fe-Mn-Al-C 奥氏体低密度钢退火后,在一些中等层错能的面心立方金属中常常会有一些两边界面平直的孪晶片出现,这些就是退火孪晶。北京科技大学代永娟等对 Fe-23Mn-0.6C TWIP 低密度钢的组织性能作了研究,其室温组织为单相奥氏体并伴有 16.2%的退火孪晶,如图 7(a)所示。奥氏体钢的性能主要由堆垛层错能决定,钢的化学成分影响层错能大小,当 Mn 含量为 15%~20%时,奥氏体层错能在 16 mJ/m^2 以下,层错能决定着主要变形机制,如滑移、位错、孪生和应变诱发马氏体相变等。如图 7(b)所示[14],Fe-23Mn-0.6C 钢真应力–真应变曲线上有一些锯齿状的起伏,这是孪晶引起的。一般情况下,滑移发生在金属形变的开始,当滑移受到阻碍时,金属塑性变形抗力增加,当应力集中达到孪生临界应力时,就会发生孪生效应[14]。

3.2　低密度钢的 TRIP 效应

TRIP 效应是通过相变诱导塑性效应使低密度钢中残余奥氏体在塑性变形作用下诱发马氏体形核,从而提高钢的强塑性。TRIP 低密度钢组织通常为铁素体(50%~60%)、贝氏体(25%~40%)、残余奥氏体(5%~15%)和马氏体,在变形过程中稳定存在



(a)Fe-26Mn-6Al-C TWIP钢TEM　　(b)Fe-23Mn-0.6C TWIP钢真应力-应变曲线

图 7 Fe-26Mn-6Al-C TWIP 钢 TEM; Fe-23Mn-0.6C TWIP 钢真应力–应变曲线

Fig.7 TEM image of Fe-26Mn-6Al-C TWIP steel; True stress-strain curve of Fe-23Mn-0.6C TWIP steel

的残余奥氏体向马氏体转变时引入了相变强化和塑性增长，为此残余奥氏体必须有足够稳定性，以实现渐进式转变，一方面强化基体，另一方面提高伸长率，达到强度和塑性同步增加的目标；体现在材料组织上首先是残余奥氏体本身成分、大小、形貌和周围环境的影响；其次是残余奥氏体共存相（如铁素体、贝氏体）的晶粒尺寸、质量分数、化学成分及形态的综合作用。只有实现显微组织中各组成相优化组合，才能提高 TRIP 低密度钢强韧性。低密度 TRIP 钢有较高塑性是由于在应力作用下，残余奥氏体转变为高强度高碳马氏体，致密度比较大的晶体结构转变为致密度比较低的晶体结构体积会膨胀。同时，局部高应变区域的应力向周围低应变区域转移，降低了塑性变形不稳定性使材料产生很高加工硬化[15,16]。

3.3 低密度钢的 DSA 效应

动态应变时效（DSA 效应）是指在金属和合金中，移动着的溶质原子和运动中的位错发生交互作用时出现的一种强化现象。动态应变时效现象大多出现在含有溶质原子的合金之中。对于含高合金元素奥氏体低密度钢，动态应变时效是其高温塑性变形过程中的一个重要现象，并对材料力学性能产生重要影响。现在一般认为：应变时效主要是由于金属固溶体中的间隙溶质原子（如钢中的 C、N）向位错偏聚，并使之钉扎而造成的。由于应变时效时并无第二相析出，也不会有 C、N 化合物聚集长大，所以随着时效时间延长，强化效应不会消失，这是应变时效与淬火时效的本质区别。动态应变时效可作为一种强韧化工艺手段，在高合金含量低密度钢中获得应用[17,18]。

3.4 低密度钢的原子团强化机制

高锰 Fe-Mn-Al-C 低密度钢中存在着大量间隙固溶 C 原子，由于 C 原子与 Mn 原子间的交互作用要大于 C 原子与 Fe 原子间的交互作用，所以很容易在晶体内形成局部短程有序结构。位错滑移过这种短程有序结构时必定会打乱短程有序，改变 Mn、C 原子位置。Mn-C 原子团簇的形成使晶格对位错滑移产生更大抗力，起到强化作用。1996 年李士同等通过 TEM、热分析、磁分析、声分析和电子探针等现代化检测手段，研究了奥氏体高锰钢的加工硬化行为，研究发现奥氏体高锰钢中形成的 Fe-Mn-C 原子团是引起加工硬化的主要原因，这些 Fe-Mn-C 原子团在形变过程中会阻碍滑移系的启动和位错的运动。变形过程中，运动的位错与散乱分布在奥氏体中的 Fe-Mn-C 原子团相遇时，C 原子会陷入到位错中心，Fe 和 Mn 原子对 C 原子牵制作用将有效限制 C 原子随位错运动，因此对位错运动起到了很强牵制。当位错切过 Fe-Mn-C 原子团时，要拆散很多 Mn-C 键和 Fe-C 键，降低短程有序程度会消耗很多能量，从而使奥氏体高锰钢在变形中表现很高加工硬化能力[19-21]。

4 结束语

Fe-Mn-Al-C 低密度钢以它的低密度、高强韧及良好的耐腐蚀性能引起国内外材料和冶金学者的极大关注。近年来，Fe-Mn-Al-C 低密度钢的研究在日本、韩国、德国和美国等国家迅速发展，中国鞍钢及宝钢对低密度钢做了一些基础研究。但是，各轻量化元素在低密度钢中的作用机理及低密度钢的应变硬化机制十分复杂，到目前为止还有很多不清楚的问题需要更加深入的探究。Fe-Mn-Al-C 低密度钢兼具低密度与高强韧的性能优势十分明显，应加快低密度钢的基础研究与工业化生产应用的步伐，大力推进汽车轻量化的高速发展。

参考文献：

[1] 唐荻，米振莉，陈雨来. 国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状[J]. 钢铁，2005，40(6): 1-5.

[2] Ham J L, Caims R E. Manganese Joins Aluminum to Give Strong Stainless[J]. Product Engineering, 1958(2): 51-52.

[3] Yoo J D, Si W H, Park K T. Factors influencing the tensile behav-

ior of a Fe-28Mn-9Al-0.8C steel [J]. Materials Science and Engineering, 2009, 508(1-2): 234-240.

[4] 董瀚,曹文全,时捷,等. 第三代汽车钢的组织与性能调控技术[J]. 钢铁,2011,46(6): 1-11.

[5] 章小峰,杨浩,阚中伟,等. 国内外高强韧性低密度钢的研发进展[N]. 世界金属导报,2017-05-16(B10).

[6] Frommeyer G, Drewes E J, Engl B. Physical and mechanical properties of iron-aluminium- (Mn, Si) lightweight steels [J]. International Journal of Metallurgy, 2002, 97(10): 1245-1253.

[7] Choi Y J, Suh D W, Bhadeshia H. Retention of ferrite in aluminum-alloyed TRIP-assisted steels [J]. Proceedings of the Royal Society A Mathematical Physical and Engineering Sciences, 2012, 468(2146): 2904-2914.

[8] Sohn S S, Lee B J, Lee S, et al. Effect of a annealing temperature on microstructural modification and tensile properties in 0.35C-3.5Mn-5.8Al lightweight steel[J]. Acta Materialia, 2013, 61 (13): 5050-5066.

[9] Suh DW, Park S J, Lee T H, et al. Influence of Al on the microstructure evolution and mechanical behavior of low carbon, manganese transformation-induced plasticity steel [J]. Metallurgical and Materials Trancaction A, 2010, 41(2): 397.

[10] Lee K, Park S J, Yong S C, et al. Dual-scale correlation of mechanical behavior in duplex low-density steel [J]. Scripta Materialia, 2013, 69(8): 618-621.

[11] Cai Z, Ding H, Ying Z, et al. Microstructural evolution and deformation behavior of a hot-rolled and heat treated Fe-8Mn-4Al-0.2C Steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(4): 1131-1137.

[12] Si W H, Ji J H, Lee E G, et al. Tensile deformation of a duplex Fe-20Mn-9Al-0.6C steel having the reduced specific weight [J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528 (15): 5196-5203.

[13] 周占明,唐荻,赵征志,等. 固溶温度对 Fe-22-8Mn-8.6C 低密度钢组织及性能的影响 [J]. 材料热处理学报,2017,38(9): 123-127.

[14] 代永娟,米振莉,唐荻,等. Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的组织和性能[J]. 上海金属,2007,29(5): 132-136.

[15] Grassel O, Kruger L, Frommeyer G, et al. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application [J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16(10): 1391-1409.

[16] 钱匡武,李效琦,萧林钢,等. 金属和合金中的动态应变时效现象[J]. 福州大学学报,2001,29(6): 8-23.

[17] 钱匡武,彭开萍,陈文哲. 金属动态应变时效现象中的"锯齿现象"[J]. 福建工程学院学报,2003,1(1): 4-8.

[18] 王建华,仁立军. 高锰钢加工硬化机理研究[J]. 煤矿机械,2003 (1): 42-46.

[19] 李士同,吕宇鹏. 浅论高锰钢的加工硬化机制[J]. 兵器材料科学工程,1999(5): 61-65.

[20] 朱瑞富,吕宇鹏,陈传忠,等. Fe-C-Mn 合金奥氏体的价电子结构分析[J]. 金属学报,1996,32(6): 561-564.

[21] Schramm, Reed R P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6 (7): 1345.

RX 榕霞®

福建省榕霞石英砂有限责任公司
漳浦县榕霞矿业开发有限公司

公司简介
Company

我公司创办于1976年，是国内较早从事石英砂系列产品生产、销售一体化经营的综合性企业。公司拥有丰富的优质石英砂矿产资源，矿区面积1000多亩，年开采量可达40万吨。公司生产的石英砂产品具有SiO2含量高，含泥量低、角形系数小等特点，是高品位的天然石英砂。

"榕霞"天然石英砂系列产品现广泛应用于国内铸造行业、机械制造行业、全国各水处理行业及玻璃制造、钢铁冶金行业等，质量达到国际先进水平。公司已通过ISO9001、ISO14001管理体系认证，先进的生产工艺及完善的品质保障体系确保了产品质量的长期稳定，专业的销售团队为客户提供优质完善的售后服务。

产品主要理化性能

Sio2 > 98%	角形系数 < 1.3
灼烧减量 < 0.5%	含泥量 < 0.3%
含水量(干砂) < 0.2%	耐温 > 1700℃

地址:福建省晋江市金井　电话:0595-85332410 85332410　传真:0595-85331410　www.rxsgy.com　E-mail:rxsgy@163.com