

δ -TRIP 钢的研究进展——轻量化 高强钢新星： δ -TRIP 钢如何助力 汽车节能减排？

δ -TRIP Steel: the New Lightweight Champion for Fuel-efficient Vehicles

供稿|李春诚^{1,2}, 刘宏亮^{1,2}, 杨波^{1,2}, 姜乐朋^{1,2}, 李科龙^{1,2} / LI Chuncheng^{1,2}, LIU Hongliang^{1,2}, YANG Bo^{1,2}, JIANG Lepeng^{1,2}, LI Kelong^{1,2}

内容 导读

想让汽车更省油、更环保，同时保证安全坚固？关键一招是给汽车“瘦身”——使用更轻但依然强韧的材料！低密度高强钢正是这种理想的“钢铁减重专家”，它能在降低自身密度的同时，满足汽车零部件对强度和韧性的高要求。其中， δ -TRIP 钢凭借其出色的高强塑性和显著的轻量化效果，正成为科研人员和汽车制造商眼中的“未来之星”。那么， δ -TRIP 钢是如何实现既轻又强的？它的独特成分（如关键元素铝的作用）和特殊的内部结构（如存在 δ 铁素体）是核心奥秘。本文带您深入了解 δ -TRIP 钢的这些“成分奥秘”“结构特点”以及它的实际“性能表现”，并梳理国内外最新的研究热点和进展，看看科学家们如何努力解决它在实际大规模生产（如冶炼、铸造）和应用中面临的挑战。虽然目前 δ -TRIP 钢主要处于实验室研究阶段，但它在降低合金成本、利用现有设备生产方面展现出的潜力，使其在汽车安全结构件等领域的应用前景十分广阔。本文将为您全面解读这种有望助力汽车实现更轻、更安全、更节能目标的高性能材料。

汽车轻量化是汽车行业发展的重要方向，对提升汽车安全性和节能减排具有重要意义。近年来，汽车用先进高强钢的研究受到越来越多科研工作者的重视，尤其是典型的第三代汽车用钢，如 δ -TRIP 钢、QP 钢以及中锰钢等。 δ -TRIP 钢由 Chatterjee 等^[1]在 2007 年首次提出，旨在获得含体积分数 40% 残余奥氏体的新型 TRIP 辅助钢：将合金成分、退火温

度、退火时间、贝氏体等温转变温度和时间作为输入参数，残余奥氏体含量作为输出结果，根据已有文献的基础数据建立模型，利用遗传算法得到 Fe-0.4C-0.5Si-2.0Mn-2.0Al-0.5Cu-0.02P 合金，经临界区退火和贝氏体等温转变等热处理工艺，获得约 40% 残余奥氏体的 TRIP 辅助钢。但是，该合金在平衡相图的任意温度下均无法完全奥氏体化，固

作者单位：1. 本钢集团有限公司技术中心，辽宁 本溪 117000；2. 先进汽车用钢开发与应用技术国家地方联合工程实验室，辽宁 本溪 117000

态相变过程中始终存在一定含量的 δ 铁素体。 δ 铁素体取代了传统TRIP钢中的部分 α 铁素体,其余显微组织仍由 α 铁素体、无碳化物的贝氏体和富碳的残余奥氏体组成,因此被称作 δ -TRIP钢。与传统TRIP钢相比, δ -TRIP钢的组元相的微观力学性能存在差异,这种差异与合金成分和晶粒尺寸相关。组元相在宏观上的不均匀分布,导致形变时钢基体应变分布不均匀。若 δ 铁素体的硬度低于残余奥氏体,形变通常首先发生在 δ 铁素体上,奥氏体条带区域应变极小,应变的不均匀分布有利于提高残余奥氏体的稳定性,保证 δ -TRIP钢具有良好的加工硬化能力。 δ -TRIP钢除了可以降低密度,还具有高强塑性和良好的焊接性能,相比其他低密度钢,其合金含量更低。现有钢铁企业的机组设备能够满足 δ -TRIP钢的生产条件,具备一定的可行性,有望在汽车行业进行应用和推广,用于制造汽车安全件及结构件等。

目前, δ -TRIP低密度钢以实验室研究为主,受制于冶炼、浇铸等并未广泛开展工业化试制,但随着装备制造技术的升级和保护渣材料的成功研发,相较于中锰钢等产品, δ -TRIP低密度钢在后续生产中更容易满足生产条件。本文通过研究 δ -TRIP钢的相关文献,系统介绍其元素作用、组织结构、性能检验等,结合国内外对 δ -TRIP钢的研究进展以及相关学者的研究成果,聚焦于目前存在的问题,探讨未来的研究方向,以期后续科研和技术攻关提供一定的参考。

合金元素作用

C元素能扩大奥氏体相区,降低马氏体开始转变温度。在TRIP钢中,C元素是获得足够含量和稳定的残余奥氏体组织的关键,同时也是提高材料强度和塑性的主要元素。相较于常规C-Mn-Al系TRIP钢, δ -TRIP钢加入更多的Al元素,从而形成软相 δ 铁素体,导致其强度大幅降低。为了弥补强度损失, δ -TRIP钢中会增大C元素的加入量。然而,过高的C元素含量容易导致 δ -TRIP钢中存在大量的C、Mn化合物,这些化合物会抑制残余奥氏体的形成,进而大幅降低材料的塑性和焊接性,因此 δ -TRIP钢中C元素的质量分数通常不超过0.6%。

Si元素对铁素体的形成具有促进作用,在常规C-Mn-Si系TRIP钢中可以抑制碳化物析出。在 δ -TRIP钢中,大量Al元素的加入同样能够抑制碳化物析出。与常规C-Mn-Si系TRIP钢相比,一般 δ -TRIP钢具有较低的Si元素含量,这些Si元素固溶到铁素体中,从而提高钢的强度和硬度。在热轧和冷轧生产过程中,若Si元素含量过高,易形成难以酸洗的氧化铁皮,不仅会影响钢板的表面质量,还可能在镀锌工序中引发析出和漏镀缺陷。因此, δ -TRIP钢的Si含量不宜过高,质量分数一般不超过1.0%。

在 δ -TRIP钢中,Mn元素的作用与普通TRIP钢相似,它能够富集于奥氏体,使奥氏体在常温下存在,容易获得残余奥氏体,从而扩大奥氏体相区。同时,Mn元素通过置换固溶的方式发挥强化作用,考虑到C元素含量不能过高,因此Mn元素含量常被作为衡量 δ -TRIP钢强度级别的标志。但是, δ -TRIP钢中Mn含量过高容易导致奥氏体过于稳定,难以发生TRIP效应(即通过应变诱发马氏体相变),还会造成元素偏析现象,且这种偏析通过常规的热处理工艺难以消除,严重影响钢的组织结构均匀性和综合性能。因此,在 δ -TRIP钢中,Mn元素的质量分数不能超过3.0%。

Al元素能够缩小奥氏体相区,扩大铁素体相区。固溶态的Al原子会引起Fe基体的点阵扩张,降低钢的平均摩尔质量并增大摩尔体积,从而导致钢的密度下降^[2],因此Al是 δ -TRIP钢的重要元素。当钢中的Al元素含量超过一定数值时,液相凝固形成的铁素体在温度降低或热轧生产过程中,不发生 δ 铁素体 $\rightarrow\gamma$ 奥氏体 $\rightarrow\alpha$ 铁素体的相变,而是从液相转变成 δ 铁素体(液相 $\rightarrow\delta$ 铁素体),并发生包晶反应(液相+ δ 铁素体 $\rightarrow\gamma$ 奥氏体)。在后续热加工和热处理过程中,部分 δ 铁素体最终得到保留。易红亮等^[3]研究 δ -TRIP钢凝固过程组织演化时发现,在Al、Si、Mn、Cu元素对 δ 铁素体在最终组织中保留量的影响中,Al元素对稳定 δ 铁素体的作用最显著,其他元素的影响相对较小。另外, δ -TRIP钢在电阻点焊接头的熔核区生成马氏体+ δ 铁素体组织,热影响区为马氏体和铁素体组织,铁素体的存在虽然降低了电焊接头的硬度和热影响区强度,但提高了熔核区的断裂韧性以及钢的焊接性能。考虑到汽

车用钢的轻量化需求, Al元素作为重要的轻质元素, 其在 δ -TRIP钢中的质量分数不低于3.0%。

除了C、Si、Mn、Al合金元素, 其他元素也会对 δ -TRIP钢的组织、工艺和性能产生一定影响。例如, 加入Nb、V和Ti等微合金元素, 能够抑制再结晶发生, 起到细化晶粒的作用, 并且这些元素通过形成碳氮化物可提升 δ -TRIP钢的强度; Mo元素可以促进 δ -TRIP钢的贝氏体转变, 在退火贝氏体等温转变过程中, Mo元素促进贝氏体铁素体中的C元素向奥氏体扩散, 有利于提高奥氏体的稳定性。

微观组织特性

δ -TRIP钢的铸态组织通常为 δ 铁素体、 α 铁素体和珠光体, 其热轧或冷轧组织为 δ 铁素体、 α 铁素体、残余奥氏体以及 κ -碳化物或 M_3C 型碳化物等, 并且 δ 铁素体因热轧、冷轧变形会沿轧制方向伸长, 形成铁素体条带分布。易红亮等^[3]对不同合金成分的 δ -TRIP钢进行铸态和热轧态的组织研究, 研究结果显示, 铸态组织中存在大量枝晶状的 δ 铁素体; 热轧组织中的 δ 铁素体粗大, 与之对应的珠光体间的细晶粒铁素体为 α 铁素体。这是因为热轧加热形成奥氏体, 在轧制和冷却过程中, 奥氏体转变

为 α 铁素体+珠光体, 其中的 α 铁素体较为细小。典型的 δ -TRIP钢铸态和热轧组织分别如图1~2所示。赵灿等^[4]研究了Fe-0.4C-10Mn-6Al成分设计的 δ -TRIP钢铸态和热轧组织, 结果表明, 该钢在铸态及热轧态时的组织主要为 δ 铁素体和奥氏体, 热轧态还含有少量碳化物。由于 δ 铁素体在热轧轧制热处理过程中并未参与反应, 仅由原来的枝晶状变为条带状, 因此 δ -TRIP钢组织无明显细化。

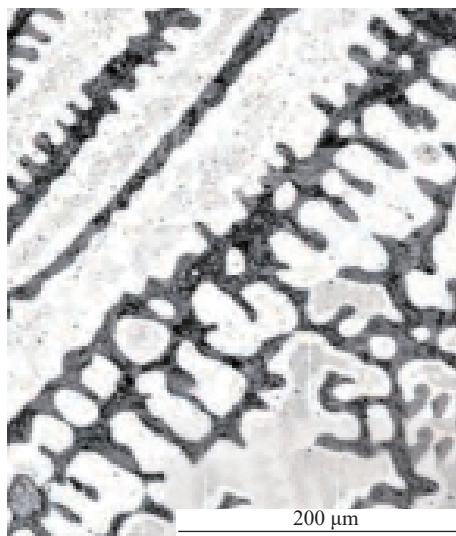


图1 δ -TRIP钢的铸态组织^[3]

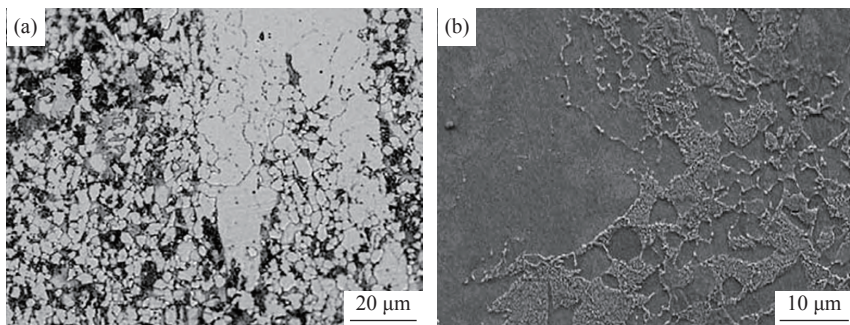


图2 δ -TRIP钢在(a)光学显微镜和(b)扫描电子显微镜下的热轧组织^[3]

在 δ -TRIP钢中, γ 奥氏体发生共析反应生成 α 铁素体和碳化物, α 铁素体和碳化物的混合体通常被称为碳化物条带。碳化物呈片层状, 常分布在 δ 铁素体晶界、铁素体条带-碳化物条带界面处, C、Al元素含量越高, 碳化物片层越厚, 研究认为这可能是溶质原子在晶界处偏聚所致^[5]。碳化物的尺寸、形貌和分布情况影响 δ -TRIP钢的冷轧可变形性, 冷轧板通过连续退火处理, δ 铁素体条带发生静

态再结晶, 碳化物条带变成奥氏体条带(由残余奥氏体和 α 铁素体构成)。Fe-0.35C-3.5Mn-5.8Al钢的冷轧组织如图3所示, 可以明显看出碳化物条带和 δ 铁素体条带。

江亮等^[6]采用Thermo-calc热力学软件计算 δ -TRIP试验钢的平衡相图和相转变过程, 如图4~5所示; 同时, 利用差示扫描量热法(DSC)以及Ohnaka微观偏析模型, 分析不同冷却速率凝固

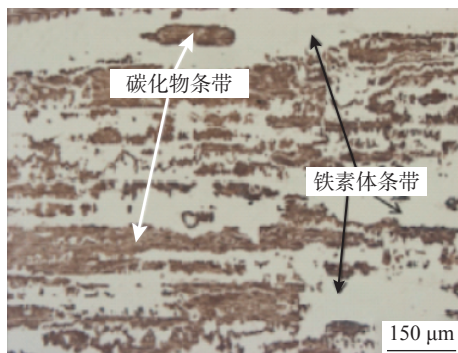


图3 Fe-0.35C-3.5Mn-5.8Al钢的冷轧组织^[5]

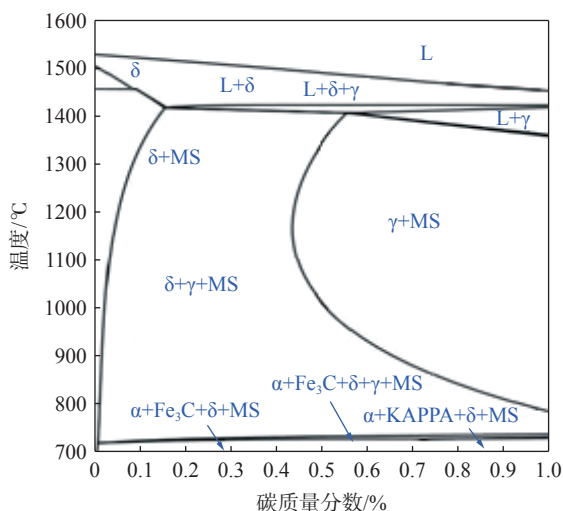


图4 Thermo-calc 计算的伪二元 Fe-C 相图^[6](L——液相, MS——金属硫化物, KAPPA——κ 碳化物)

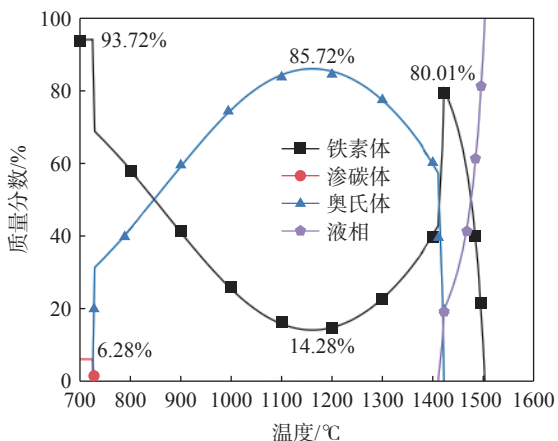


图5 Thermo-calc 计算的试验钢平衡相分数图^[6]

过程中的包晶相变温度和溶质元素偏析的影响,为制定 δ-TRIP 钢的连铸工艺提供参考。研究结果表明:冷却速率越小, Thermo-calc 热力学软件计算的热力学平衡值越接近试验测定值;随着冷却速率的

增加,受过冷度的影响, $L \rightarrow L + \delta$ 的转变温度降低,受元素偏析的影响, $L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma$ 和 $L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$ 的转变温度先降低后升高。冷却速率对 C、Mn、S 元素的偏析影响很小,但对 Si、P、Al 元素的偏析影响较大,并且冷却速率增加会造成 Si、P、Al 元素偏析严重,包晶反应区域逐渐下移;Si、P 元素的偏析会小幅延缓包晶反应的进程,Al 元素对改变包晶反应进程作用明显。

胡智评等^[7]在研究 C-Mn-Al 系 TRIP 钢的临界区奥氏体稳定化时发现,随着 Al 元素的增多,钢在较高的温度下也无法完全实现奥氏体化,而且钢中还会形成一定含量的 δ 铁素体。铸态组织中 δ 铁素体一般较为粗大,造成 C、Mn 元素的不均匀化,促进铸态下奥氏体中 Mn 元素的第一次富集。在热轧变形过程中,动态恢复导致位错攀移并形成部分亚晶结构,促进 Mn 元素的进一步扩散,从而提高奥氏体的稳定性。退火过程中,Al 元素首先抑制碳化物的析出,促进 C 元素向奥氏体中扩散,生成一定量的 δ 铁素体,并且促进铁素体中的 Mn 元素向奥氏体扩散,有利于获得更多稳定的残余奥氏体。随着退火温度的升高,钢中残余奥氏体的含量先增多后减少,并且残余奥氏体与临界区铁素体呈板条状相间分布。C、Mn 和 Al 元素的协同作用促进奥氏体的形成和稳定,并在较短的时间内实现有效配分。

性能检验研究

力学性能研究

汽车用高强度冷连轧钢板及钢带的国家标准中介绍了低密度钢,低密度钢是一种通过向钢中添加不同含量的 Al、Mn、Si 等轻量化元素,使其密度降幅 $\geq 4\%$,同时获得优异力学性能的高强钢。δ-TRIP 钢因添加大量 Al 元素,既能生成 δ 铁素体,又能显著降低密度,常被视作 δ-TRIP 低密度钢。δ-TRIP 钢组织中存在粗大的 δ 铁素体,而 δ 铁素体强度较低,导致钢的屈服强度偏低。因此,如何改善 δ-TRIP 钢中的 δ 铁素体组织,实现高强度的同时又保证塑性降幅较小成为 δ-TRIP 钢研究的关键。目前,已有研究人员通过不同的成分设计和工艺优化获得不同强度和塑性的 δ-TRIP 钢^[8],可见其具备第三代先进高强钢的强塑积,如表 1 所示。针对不同的应

表1 部分 δ -TRIP 低密度钢的力学性能

合金成分	微观组织	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%
Fe-0.4C-1.03Mn-2.95Al-0.22Si	$\gamma+\delta+\alpha$	380	900	28
Fe-0.35C-3.5Mn-5.8Al	$\gamma+\delta+\alpha$	622	800	42
Fe-0.4C-3.5Mn-5.9Al	$\gamma+\delta+\alpha$	677	906	32
Fe-0.12C-5.8Mn-3.1Al-0.12Si	$\gamma+\delta+\alpha$	714	994	27
Fe-0.23C-8.1Mn-5.3Al-0.01Si	$\gamma+\delta+\alpha$	561	949	50

用领域,研发和生产出力学性能更加优异的 δ -TRIP 钢将成为科研工作者关注的重点。

Nb、Ti 和 V 等微合金元素常作为调控组织和性能的有效方式,通过在不同热加工工艺阶段析出碳氮化物来实现细晶强化和析出强化,提高钢的强度。王俊峰等^[9]采用铌钛微合金化方式研究 δ -TRIP 钢的组织 and 性能时发现,其热轧组织中的 δ 铁素体沿轧制方向呈条带分布,并且在退火过程中, δ 铁素体未发生相变和再结晶,导致最终成品中的 δ 铁素体晶粒尺寸仍很粗大;Nb、Ti 析出形成的碳化物钉扎晶界起到的细晶强化作用较弱,因此 Nb、Ti 微合金化未改变 δ 铁素体的带状分布问题;与未加 Nb、Ti 微合金的 δ -TRIP 钢相比,含 Nb、Ti 的 δ -TRIP 钢屈服强度增加 65 MPa,抗拉强度增加 37 MPa,断后伸长率降低 2.9%,综合性能较传统 TRIP 钢优异。洪济舟等^[10]对 Nb、Mo 微合金化 δ -TRIP 钢的组织 and 力学性能进行研究,添加微量 Nb、Mo 元素后,试验钢的残余奥氏体含量增加,更有利于发生 TRIP 效应;Mo 元素的添加提高了 Nb 元素在奥氏体中的固溶度,促使奥氏体在较低温度下发生相变后,在铁素体基体中析出大量纳米级碳化物 (Nb,Mo)C,这些碳化物通过沉淀强化作用显著提高了钢的强度;Nb-Mo 微合金化 δ -TRIP 钢成品的屈服强度提高 61 MPa,抗拉强度提高 42 MPa,断后伸长率提高 1.9%,综合性能得到明显提升。

成形性能研究

成形性能是指材料在加工过程中承受塑性变形而不发生缩颈或失效的能力,与钢的力学行为以及各向异性高度相关。材料拉伸试验通常采用单一引伸计检测材料的应变,只能获得试样上指定标距内的平均应变,仅反映材料的局部成形性能。通常用延伸率来评估以铁素体为基体组织的高强钢,但其并不完全适用于先进高强钢,特别是以 δ -TRIP 钢为

代表的第三代先进高强钢。拉深成形是实验室检测金属板料冲压成形工艺的常见手段,极限拉深比作为拉深工艺制定和模具结构设计的重要依据,常被用来评价板料的拉深成形性能。有关 δ -TRIP 钢的大量研究主要聚焦化学成分、微观组织和力学性能之间的关系,对其在成形性能方面的相关研究较少。

徐鑫等^[11]采用冲杯试验对 δ -TRIP780 钢的极限拉深性能进行研究,分析拉深成形过程中材料的失稳和断裂机理,探讨拉深过程中残余奥氏体的转变行为;试验结果表明, δ -TRIP780 钢的强度约为无间隙原子 (IF) 钢的 4 倍,极限拉深比较无间隙原子钢仅降低 4.6%,较双相钢 (DP780) 提高 5%,表明 δ -TRIP 钢兼具高强度和高极限拉深比,具有良好的成形性能。 δ -TRIP 钢拉深后的断裂试样存在大量的韧窝,断裂模式属于塑性断裂,贝氏体和残余奥氏体分布在铁素体晶界周围,限制滑移带的发展,并导致堆垛层错累积。随着应力的增加,铁素体中形成微孔,这些微孔以一定的方向穿透形成裂纹;若裂纹遇到贝氏体,则沿贝氏体边界扩展;若裂纹遇到奥氏体,则会因应力集中引发 TRIP 效应,而相变诱发的塑性变形能释放局部集中应力,促使裂纹尖端钝化并发生偏转,之后裂纹继续扩展。

结束语

δ -TRIP 钢作为低密度钢的代表,具有优异的性能,如能设计出适合浇铸的保护渣,使得现有设备条件实现工业化生产具有可行性,并且合金成本和生产难度远低于其他类型的低密度钢。近年来,汽车厂十分关注轻量化材料在汽车零部件上的应用,尤其是新能源汽车的选材,新能源汽车的电池质量比较大,同等情况下其车身质量高于燃油车。小米汽车因其苛刻的安全标准,在车身的关键部位使用高强度钢,确保车身整体强度的同时减轻整车质

量,不仅提高了整车的抗撞性能,有效降低车身的变形率,还优化了汽车的燃油经济性,在行业中逐渐崭露头角。若小米汽车采用 δ -TRIP钢作为汽车安全件和结构件的材料,不但可以保证汽车具有高碰撞吸收能、高强塑积和高成形性,还可以大幅降低车身密度,使新能源汽车具有更高的性价比。

虽然 δ -TRIP钢具备广阔的前景,但其钢组织中存在粗大且呈长条状的 δ 铁素体,容易形成凝固缺陷,热轧或冷轧过程中会引发裂纹缺陷,钢板轧制时出现开裂现象,严重影响钢的性能,使其在应用中受到限制。要改善和消除 δ 铁素体带来的不利影响,需通过成分优化和工艺设计进行精准调控,但推广其工业化应用仍需进一步探索。

加入一定量的微合金元素,通过微合金化进行组织调控是汽车用高强钢常用的方案,但 δ -TRIP钢应更多关注 δ 铁素体的形貌、尺寸和分布对其造成的影响。随着 δ -TRIP钢等高铝低密度钢在保护渣优化、连铸工艺等方面取得一定进展,其可浇性和多炉连浇能力已逐步满足工业化生产要求,后续技术难点将转向控轧控冷工艺优化、冷轧成形控制、退火设计以及相应的表面质量控制等关键环节。目前,关于 δ -TRIP钢的研究更多停留在实验室研发阶段,工业生产难点、产品检验评估以及汽车零部件加工制造仍存在很多不确定性,需要更多科技工作者继续深入研究。

参考文献

[1] Chatterjee S, Muruganath M, Bhadeshia H K D H. δ -TRIP steel.

Mater Sci Technol, 2007, 23(7): 819

- [2] 杨旗, 王俊峰, 从郁, 等. 轻质钢的研究进展 (一)——富 Al 无间隙原子钢和铁素体轻质钢. 宝钢技术, 2015(3): 1
- [3] 易红亮, 陈蓬, 王国栋, 等. δ -TRIP 钢的物理与力学冶金. 中国工程科学, 2014, 16(2): 18
- [4] 赵灿, 王嘉月, 李砚明, 等. δ -TRIP 钢 Fe-0.4C-10Mn-6Al 组织与力学性能的研究. 热加工工艺, 2022, 51(15): 27
- [5] Sohn S S, Lee B J, Lee S, et al. Effects of aluminum content on cracking phenomenon occurring during cold rolling of three ferrite-based lightweight steel. *Acta Mater*, 2013, 61(15): 5626
- [6] 江亮, 廖铭煜, 王振东, 等. 冷却速率对 δ -TRIP 钢包晶相变的影响. 工程科学学报, 2023, 45(5): 747
- [7] 胡智评, 许云波, 谭小东. 一种 Mn-Al 系 TRIP 钢的临界区奥氏体稳定化研究. 东北大学学报 (自然科学版), 2016, 37(2): 179
- [8] Suh D W, 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. *Metall Mater Trans A*, 2010, 41(12): 397
- [9] 王俊峰, 王利. 铌钛微合金化对 δ -相变诱导塑性钢组织和拉伸性能的影响. 机械工程材料, 2020, 44(7): 60
- [10] 洪济舟, 宋双喜, 王俊峰, 等. Nb-Mo 微合金化对 δ -TRIP 钢组织和力学性能的影响. 金属热处理, 2019, 44(5): 1
- [11] 徐鑫, 张瑞坤, 丁庶炜, 等. δ -TRIP 钢拉深性能及残余奥氏体转变行为. 塑性工程学报, 2021, 28(12): 170

基金项目: NSFC-辽宁联合基金资助项目 (U1908224); 辽宁省“百千万人才工程”资助项目 (辽人社函 [2021]79 号 A 类项目 21 号); 辽宁省“兴辽英才计划”资助项目 (XLYC2007066)。

作者简介: 李春诚 (1987—), 男, 辽宁省阜新人, 高级工程师, 本钢集团有限公司技术中心副研究员。主要研究方向: 汽车用先进高强钢。E-mail: lichuncheng1987@sina.com。