● 今日铸造 Today Foundry ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.03.016

孪晶诱发塑性钢疲劳行为研究进展

刘 帅,刘焕优,陈 林,耿一帆,冯运莉
(华北理工大学 冶金与能源学院,河北 唐山 063210)

摘 要:孪晶诱发塑性(TWIP)钢具有较高的强度和优越的塑性,已经应用在汽车零部件。在汽车行驶过程中,这些零部件将会承受交变载荷,存在发生疲劳断裂的风险。近年来,科研工作者越来越重视对 TWIP 钢疲劳行为的研究,希望通过弄清 TWIP 钢疲劳过程中的微观组织演化、裂纹扩展方式以及影响疲劳寿命的因素,来进一步提升 TWIP 钢的抗疲劳能力。从 TWIP 钢的高周疲劳、低周疲劳和疲劳裂纹扩展 3 个方面总结了 TWIP 钢疲劳行为研究的近期成果,并对每种疲劳行为背后的组织演化以及强化方式进行了总结分析。

关键词:孪晶诱发塑性钢;高周疲劳;低周疲劳;疲劳裂纹扩展

中图分类号:TG142 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2021)03-0223-08

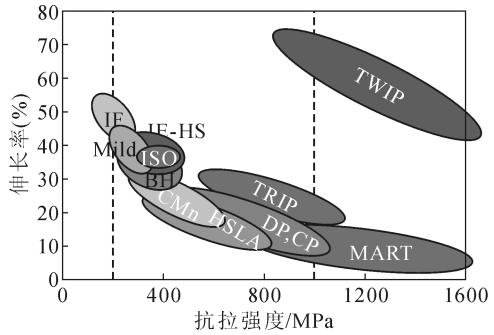
Recent Research Progress on Fatigue Behavior of Twinning Induced Plasticity Steels

LIU Shuai, LIU Huanyou, CHEN Lin, GENG Yifan, FENG Yunli
(School of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China)

Abstract: Twin induced plasticity (TWIP) steels have high strength and superior plasticity and have been used in automotive parts. In the process of vehicle running, these parts will be subjected to alternating loads, there is a risk of fatigue fracture. In recent years, researchers have paid more and more attention to the study of fatigue behavior of TWIP steel, hoping to further improve the fatigue resistance of TWIP steel by understanding the microstructure evolution of TWIP steel during fatigue process, the mode of crack propagation and the factors affecting fatigue life. The recent research results of fatigue behavior of TWIP steel were summarized from three aspects of high cycle fatigue, low cycle fatigue and fatigue crack propagation, and the microstructure evolution and strengthening mode behind each fatigue behavior were summarized and analyzed.

Key words: twinning-induced plasticity steel; high cycle fatigue; low cycle fatigue; fatigue crack growth

过去几十年中,汽车工业发展迅速,汽车保有量大幅提升。随着石油短缺,全球变暖等问题日益严重,节能环保和提高安全性是汽车工业发展的主要方向[1-3]。汽车轻量化设计,降低车身自重是提高汽车燃油经济性降低碳排放的有效方式。同时,这对汽车用钢铁材料的强度级别提出了更高的要求。人们不断追求钢材强度和塑性的综合提高,开发出的典型高强钢有 DP(双相;Dual Phase)钢[4-5]、TRIP(相变诱发塑性;Transformation-Induced Plasticity)钢[6-7]等,并已经在汽车工业中得到了广泛应用。这些高强钢的研发及应用一定程度上解决了车身重、油耗高、成本高等问题,推动了汽车工业的发展。然而,现在应用于汽车板及车身组件的高强钢板的强度级别并不高,如图 1。在进一步提高强度后,钢板的塑性会明显下降,相对较低的塑性,往往会造成复杂形状车身组件或构件的成型加工困难。在此背景下,孪晶



IF:无间隙原子钢;Mild 钢:低碳铝镇静钢;IF-HS:高强度 IF 钢
ISO:各向异性钢;BH:烘烤硬化钢;CMn:碳锰钢;HSLA:低合金高强钢
DP:双相钢;CP:复相钢;TRIP:相变诱发塑性钢;MART:马氏体钢
TWIP:孪晶诱发塑性钢

图 1 各种类汽车用钢的抗拉强度与伸长率的关系
Fig.1 Tensile strength versus elongation of various automobile steels

收稿日期:2021-01-04
基金项目:国家自然科学基金青年基金项目(51801063);河北省高等学校科学技术研究项目(BJ2019018);华北理工大学校内立项科技项目(BS2017045)
作者简介:刘 帅(1988—),河北唐山人,博士,副教授.研究方向:先进钢铁材料的强韧化及疲劳断裂行为研究.电话:13483371922,Email:sliu_ysu@163.com

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

诱发塑性(Twinning-Induced Plasticity,简称 TWIP)钢应运而生，并以其优越的力学性能（抗拉强度≥800 MPa,伸长率 60%~90%)受到广泛关注,成为新一代汽车用钢的有力竞争者[8-10]。TWIP 钢拉伸变形过程中不断产生的形变孪晶,逐渐细化晶粒起到动态霍尔佩奇效应,是其具有优良力学性能的主要原因[11-12]。

目前 TWIP 钢已经投入生产，并在汽车工业中得以应用。国内宝钢生产的 TWIP 钢（牌号 HC450/950TW)具有非常优越的成形性,适用于制备具有复杂形状的超高强结构件和安全件,如汽车保险杠、B 柱等。此外,TWIP 钢在汽车中还有很多潜在应用,如底盘、四门防撞梁、轴、悬挂摆臂等[13]。这些部件在实际服役过程中除了承受单向载荷外,还将承受交变载荷的作用，存在发生疲劳断裂的风险[14]。因此,关于 TWIP 钢疲劳损伤方面的研究十分必要。本文将从 TWIP 钢的高周、低周疲劳和 TWIP 钢的疲劳裂纹扩展 3 个方面，对 TWIP 钢疲劳行为的研究成果进行总结。

1 TWIP 钢的高周疲劳

当零件在服役过程中所受的循环应力较小不超屈服强度时,零件不发生明显的塑性变形,但循环应力依然能够造成零件内部组织变化和损伤累积，并且在长时间使用后有发生疲劳断裂的风险。由于这种疲劳到断裂的循环周次较高,被称为高周疲劳。由 TWIP 钢制备而成的零件应用在汽车当中,必然会承受交变载荷作用，存在发生疲劳断裂的风险。

Hamada 等人[15]研究了 Fe-22Mn-0.6C 钢不同应力幅下的高周疲劳寿命并与奥氏体不锈钢进行对比。研究发现,当循环应力为 400 MPa 时,TWIP 钢的疲劳寿命为 2×10^6 周；而奥氏体不锈钢达到相同疲劳寿命时，循环应力仅为 280 MPa，远低于 TWIP,说明 TWIP 钢比奥氏体不锈钢具有更好的抗高周疲劳的能力，这一现象与 TWIP 钢具有更高的抗拉强度有关。之前对多种材料的研究表明:材料的疲劳极限和抗拉强度呈正相关，且多数材料疲劳极限和抗拉强度的比值在 0.4~0.6[16-19]。经计算,Hamada 所研究的 TWIP 钢疲劳极限和抗拉强度的比值在 0.42~0.48,这种变化规律与其他钢材一致。

众所周知,TWIP 钢在拉伸过程中产生大量形变孪晶,显著影响材料性能[11-12],但 TWIP 钢在较低的循环载荷作用下是否产生形变孪晶，孪晶是否对疲劳裂纹的萌生以及扩展造成影响尚不清晰。Hamada 对 Fe-22Mn-0.6C 钢疲劳断裂后的微观组织以及裂纹路径进行观察分析，疲劳后试样中没有发现形变孪晶以及变形马氏体产生，说明实验钢在高周疲劳过程中并没有发生 TWIP 或 TRIP 效应;并且疲劳断裂后 TWIP 钢裂纹附近形成大量的滑移带组织,裂纹主要沿晶界形核,并沿晶界、退火孪晶界以及滑移斑扩展;虽然裂纹主要在晶界处形核,但是在扩展过程中，裂纹主要穿过晶粒内部沿滑移带向前扩展,如图 2[15]。TWIP 钢高周疲劳的变形组织主要由滑移带组成，说明疲劳过程损伤累积形式主要是位错的滑移和塞积。Wang 等人[20]利用 TEM 研究了不同应力幅下 TWIP 钢(Fe-18Mn-0.9C-0.3Si-0.2Cr-0.2Ni-0.15V）高周疲劳过程中的位错演化。研究发现：在高周疲劳过程中位错增殖与位错重排同时发生,形成不规则的位错簇以及位错胞结构。在较高应力疲劳下,促进位错增值和位错重排,有利于位错胞的形成，并且疲劳应力幅较高时可以观察到少量形变孪晶形成,如图 3[20]。

提高 TWIP 钢高周疲劳寿命将大幅提升零件在使用当中的安全性。近年来,科研工作者探究了增加 TWIP 钢高周疲劳寿命的方法。之前研究表明,TWIP 钢的疲劳极限和抗拉强度呈正相关[15],所以晶粒细化[21-22]、预应变[23-24]等提高 TWIP 钢抗拉强度的方法都可能提高 TWIP 钢的疲劳寿命。Hamada 等人[25]研究了不同晶粒尺寸 Fe-22Mn-0.6C 钢的高周疲劳寿命。研究发现:随晶粒尺寸降低,TWIP 钢的高周疲劳寿命增加，但是强化效果不如晶粒细化对 301LN

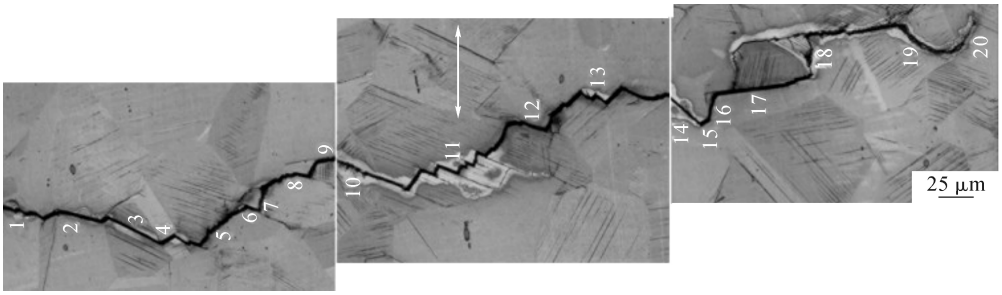
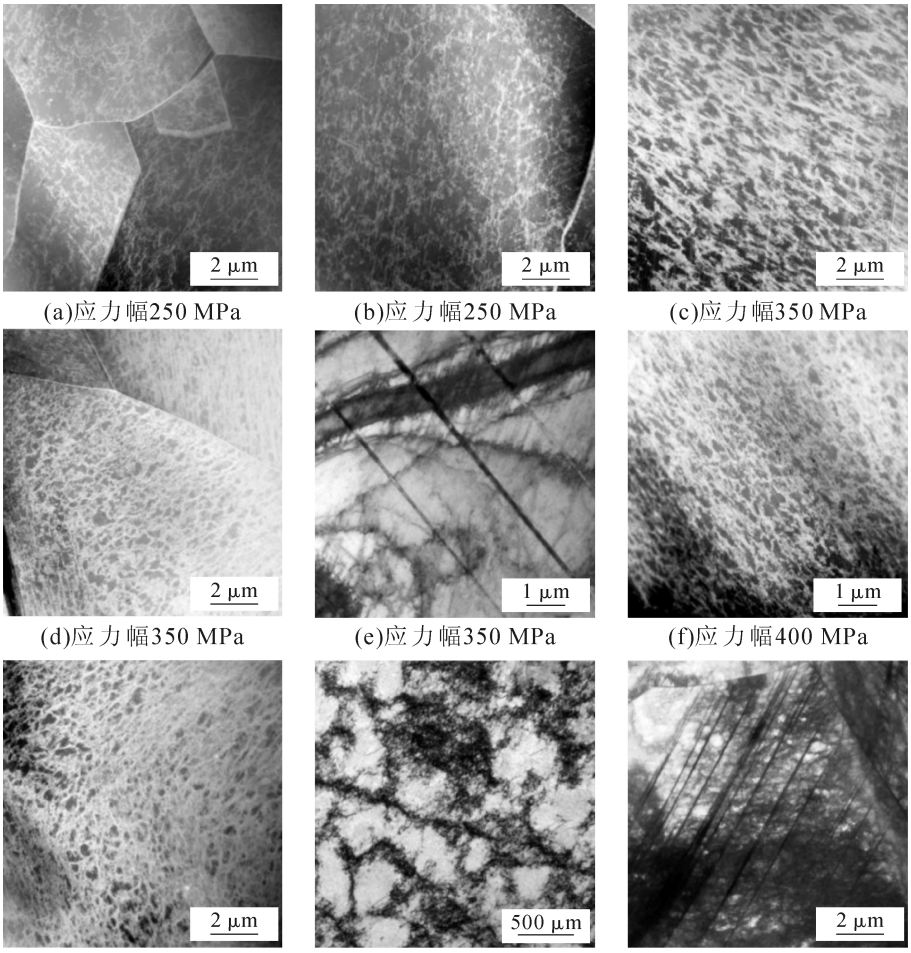


图 2 Fe-22Mn-0.6C 钢疲劳断裂后试样表面的裂纹路径
Fig.2 Fatigue crack propagation paths on the outer surface of Fe-22Mn-0.6C steel after fatigue failure

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net



(a)应力幅250 MPa　(b)应力幅250 MPa　(c)应力幅350 MPa
(d)应力幅350 MPa　(e)应力幅350 MPa　(f)应力幅400 MPa
(g)应力幅400 MPa　(h)应力幅400 MPa　(i)应力幅400 MPa

图 3 试样在不同应力幅疲劳失效后试样的微观组织

Fig.3 Microstructure of fatigue failed specimens at various stress amplitudes

奥氏体不锈钢的影响显著。Karjalainen 等人[26]也研究了晶粒细化对 Fe-16Mn-0.3C-1.5Al TWIP 钢高周疲劳行为的影响，研究发现晶粒细化能够提高 TWIP 钢的抗高周疲劳能力，同样提升效果并不显著。Karjalainen 研究认为细晶粒钢疲劳过程中产生的位错数量较少，循环硬化能力小于粗晶粒钢，导致晶粒细化提升 TWIP 钢抗疲劳能力的效果较弱。Song(Fe-17Mn-0.8C)[27]和 Wang(Fe-30Mn-0.9C)[28-29]研究预变形对 TWIP 钢高周疲劳行为的影响。研究指出：对 TWIP 钢进行一定程度的预变形处理可以提高 TWIP 钢的抗疲劳性能。通过预变形增加了材料内孪晶和位错的数量提升了屈服强度，同时促进了变形的均匀性和可逆性，这是预变形提高 TWIP 钢抗疲劳能力的主要原因。但是大幅度的预变形也将引起材料内部组织破坏产生缺陷，因此随着预变形的进一步增加，材料的抗疲劳能力降低。除传统的晶粒细化以及预应变手段外，研究人员也开发出了表面强化[30]和梯度孪晶结构制备[31]等新方法能够有效的提高 TWIP 钢的高周疲劳寿命。

TWIP 钢高周疲劳过程中能否产生形变孪晶组织，这一问题科研工作者在不同成分的 TWIP 钢中进行实验得到不同的结果。有的研究表明高周疲劳不能产生形变孪晶[15,25]，有的研究发现高周疲劳过程中能够产生少量的形变孪晶组织[20,26]。综合文献中的信息，我们认为：TWIP 钢高周疲劳过程中有可能产生形变孪晶，但要求实验钢具有适当的层错能、晶粒尺寸，个别晶粒的取向适当且疲劳应力幅较高；高周疲劳过程中能够产生的形变孪晶数量很少，对 TWIP 钢的高周疲劳行为以及疲劳寿命不会造成显著影响。

2　TWIP 钢的低周疲劳

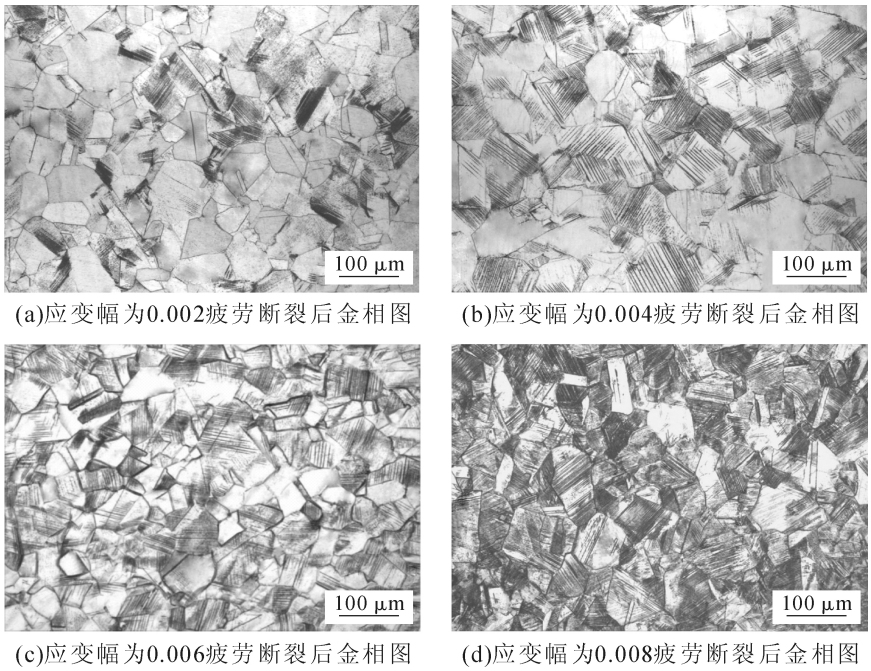
当零件在较大载荷作用下局部发生循环塑性变形时，随着循环周次的增加，塑性损伤快速累积，会导致局部区域内裂纹萌生、扩展直至最终失效。由于循环应力(循环应变)较大，材料发生明显塑性变形，其相应的疲劳寿命较短，被称为低周疲劳。由 TWIP 钢制备而成的零部件在实际应用中，可能承受过载或超载等较大载荷作用，存在发生低周疲劳断裂的风险。

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

Cornette 等人[32]早在 2005 年就研究了 TWIP 钢在不同应变幅下的低周疲劳寿命，发现 TWIP 钢的低周疲劳寿命优于相同应变下 DP 钢和 HSLA 钢的疲劳寿命，并提出 TWIP 钢的低周疲劳抗力和它的抗拉强度呈线性相关，这一现象与高周疲劳类似。Guo 等人[33-34]研究了不同应变幅对 Fe-22Mn-0.6C 钢低周疲劳应力响应行为以及组织演化的影响。结果发现：当应变幅在 0.004~0.006 时，应力响应曲线包含循环硬化、循环软化和循环饱和 3 个阶段，随着应变幅的继续增加到 0.008~0.010，应力响应曲线只有循环硬化和循环软化两个阶段，循环饱和阶段消失；疲劳的变形组织中以滑移带为主，在各应变幅下，随着循环周次的增加，滑移带的数量增加；随着应变幅的增大，滑移带的密度增大，在大应变幅作用下多个滑移系开动，并且产生了少量的形变孪晶组织，如图 4[33]。Guo 等人的研究表明，TWIP 钢低周疲劳过程中的损伤累积形式依然以位错滑移为主，并且随应变幅增加，位错增殖以及位错回复的现象更加显著；在 TWIP 钢低周疲劳过程中能够产生形变孪晶，但是孪晶量较少，对 TWIP 钢的低周疲劳损伤累积以及疲劳寿命没有显著影响。

如何提高 TWIP 钢的低周疲劳寿命，科研工作者从预变形以及成分设计两个角度进行了探索。Niendorf 等人 [35] 研究了预变形对牌号为 XIP 1000（Fe-22Mn-0.52C-0.25V-0.2Cr-0.2Si）的商用 TWIP 钢的低周疲劳行为的影响。结果发现，预变形能够提升材料的低周疲劳寿命，当预应变由 0.1 提高到 0.2 时，TWIP 钢的低周疲劳寿命增加。Niendorf 认为，没有预变形的试样在疲劳过程中主要是位错和位错之前的交互作用，并且在循环变形过程中新产生的位错较少，导致位错密度降低出现循环软化；预变形后的试样产生大量的孪晶组织，疲劳过程中形变孪晶和位错之间的交互作用抑制了位错回复增强了材料的强化能力和循环稳定性，延迟了循环软化的出现，是预变形试样具有更高疲劳寿命的主要原因。Lambers 等人[36]研究了 Fe-24Mn-7Ni-8Cr 钢在不同预变形后疲劳过程中的微观组织演化。结果表明，未预变形钢低周疲劳中开始阶段位错密度增大，逐渐位错发生重排形成位错胞结构；但是预变形 30% 的钢从低周疲劳开始位错密度就发生下降出现循环软化。所有试样在疲劳过程中都将产生位错胞结构，并且随着应变幅增大位错胞尺寸减小，同时初始预变形量增加也能够进一步减小位错胞尺寸，如图 5[36]。Lambers 和 Niendorf 关于预变形后 TWIP 钢低周疲劳中的位错演化的观点截然相反，这可能和两种 TWIP 钢的层错能高低有关，但具有原因还有待于进一步研究。

TWIP 钢通过成分设计改变层错能[37-38]，调控形变孪晶的产生能够显著改善其拉伸性能[39-40]，这也是 TWIP 钢研究领域的热点问题。改变 TWIP 钢化学成分，能否提高 TWIP 钢的抗低周疲劳能力，科研工作者也进行了相应研究。Shao 等人[41]研究了不同 C 含量 Fe-30Mn-xC（x=0，0.3%，0.9%）钢大应变幅 0.3%~8.0%内的低周疲劳行为。研究发现，在 TWIP 钢中，随着 C 含量的增加，位错运动方式由波状滑移向平面滑移方式转变，同时由于大量 C-Mn 短程有序的



(a)应变幅为0.002疲劳断裂后金相图　(b)应变幅为0.004疲劳断裂后金相图
(c)应变幅为0.006疲劳断裂后金相图　(d)应变幅为0.008疲劳断裂后金相图

图 4 实验 TWIP 钢在不同应变幅下疲劳断裂后试样的金相组织
Fig.4 Optical micrographs of TWIP steel fatigue failed in LCF at various stress amplitudes

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

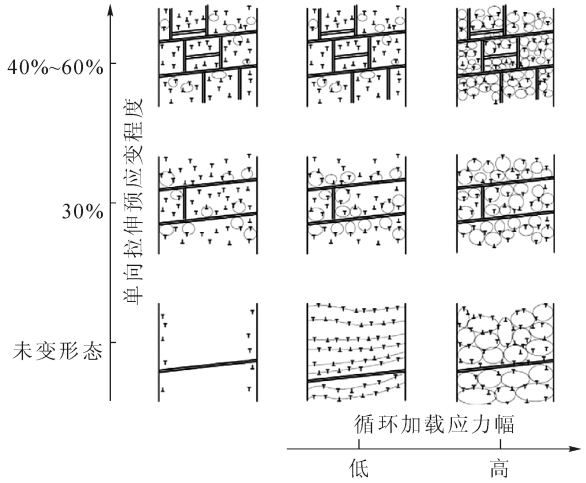


图 5 Fe-24Mn-7Ni-8Cr 钢未变形态以及不同预变形后循环疲劳过程中孪晶和位错的演化示意图

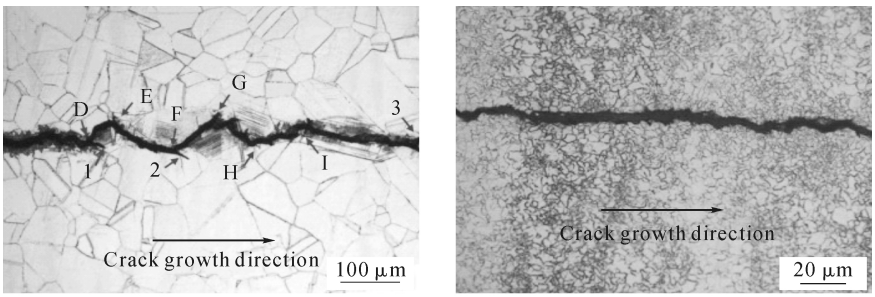
Fig.5 Schematic description of the effect of monotonic pre-straining and subsequent cyclic loading on the evolution of twins and dislocation arrangements in Fe-24Mn-7Ni-8Cr

存在导致高碳钢平面滑移不均匀，使高碳钢在较低应变幅时的疲劳寿命低于低碳钢；但是在高应变幅下，C-Mn 短程有序导致的位错塞积促进了形变孪晶的产生，形变孪晶的出现提高了高碳钢抵抗破坏的能力，高碳钢在高应变幅下比低碳钢具有更高的疲劳寿命。Shao 等人[42]也研究了不同锰含量 Fe-xMn-0.6C(x=18%，22%，26%，30%) TWIP 钢低周疲劳行为。研究发现，随着 Mn 含量的增加 TWIP 钢的低周疲劳寿命降低，这主要是由于 Mn 含量增加导致材料抵御外界损伤的能力降低导致的。Nikulin 等人[43]研究了含有不同 Si、Al 成分的 Fe-30Mn-(6-x) Si-xAl (x=0，1%，2%，3%，4%，5%，6%) TWIP 钢的低周疲劳性能。研究发现，在一系列不同成分合金中，2Al 钢具有最好的低周疲劳寿命。Nikulin 认为，这是固溶强化和层错能共同作用的结果。2Al 钢的屈服强度较高加工硬化能力较低，是其具有较高疲劳寿命的主要原因。较高的屈服强度阻碍了疲劳过程中塑性变形的发生；同时 2Al 钢中适当的层错能有效的抑制 TRIP 效应，并且扩展位错间距较小，在循环变形过程中扩展位错重新束集易于发生位错回复，使 2Al 钢具有较低的加工硬化能力，以上是 2Al 钢具有最好疲劳寿命的本质原因。

3　TWIP 钢疲劳裂纹扩展

前面讨论的 TWIP 钢的高周、低周疲劳，都认为 TWIP 钢不含有孔洞、裂纹等宏观缺陷。然而，在实际应用中，由 TWIP 钢制备的构件中不可避免的存在一定缺陷。在循环载荷作用下，含缺陷构件中裂纹更容易发生扩展，并且材料的受力状态、加载频率、温度和材料本身的组织状态都会对疲劳裂纹扩展产生影响。因此，国内外科研工作者对含缺陷 TWIP 钢在循环应力作用下的疲劳裂纹扩展行为进行了研究。

Niendorf 等人[44]研究了 Fe-22Mn-0.52C-0.25V-0.2Cr-0.2Si 钢的疲劳裂纹扩展行为，发现实验钢的裂纹扩展速率比同级别的其他高强钢的裂纹扩展速率更慢，显示出更好的抗疲劳裂纹扩展能力。微观组织观察发现，TWIP 钢疲劳裂纹尖端并不容易产生新的形变孪晶而是使已存在的孪晶宽化，这种现象阻止了 TWIP 钢的加工硬化，使 TWIP 钢依然保持了柔韧的特性，这是 TWIP 钢具有更好抗裂纹扩展能力的主要原因。Ma 等人[45]研究了晶粒尺寸(5 和 70 μm)对 TWIP 钢疲劳裂纹扩展行为的影响，他们通过 ΔK-COD(应力强度因子–裂纹张开位移)计算方法考察裂纹闭合效应。研究发现，粗晶粒试样比细晶粒试样表现出更好的抗疲劳裂纹扩展能力。通过微观组织观察发现，粗晶粒试样的裂纹扩展路径更加曲折而细晶粒试样裂纹则较为平直(如图 6[45])。较为粗糙的裂纹路径更容易产生裂纹闭合，提高裂纹扩展门槛值。同时，粗晶粒试样的裂纹尖端产生更大的塑性变形区产生塑性诱发裂纹闭合也是其裂纹扩展速度较慢的原因之一。但是在裂纹两侧的塑性变形区并没有观察到形变孪晶的出现，Ma 认为，TWIP 钢具有较高的抗疲劳裂纹扩展能力与孪晶无关。沈洁等人[46]研究了应力比对 Fe-22Mn-0.6C TWIP 钢疲劳裂纹扩展的影响。实验结果表明，当应力比由



(a)粗晶粒试样裂纹路径　　(b)细晶粒试样裂纹路径

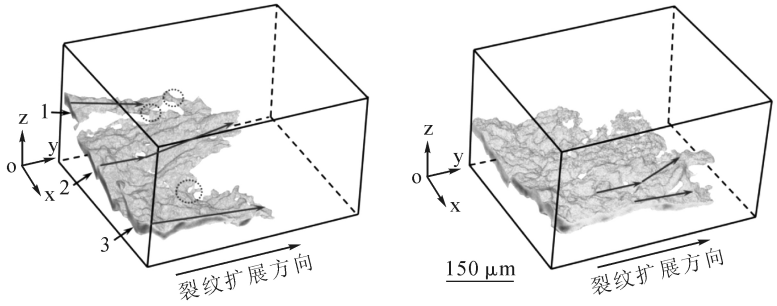
图 6 当应力比为 0.1 时在近门槛区粗、细晶粒试样的裂纹扩展路径

Fig.6 Fatigue crack growth paths in the near threshold regime at R=0.1 for CG and FG TWIP steels

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

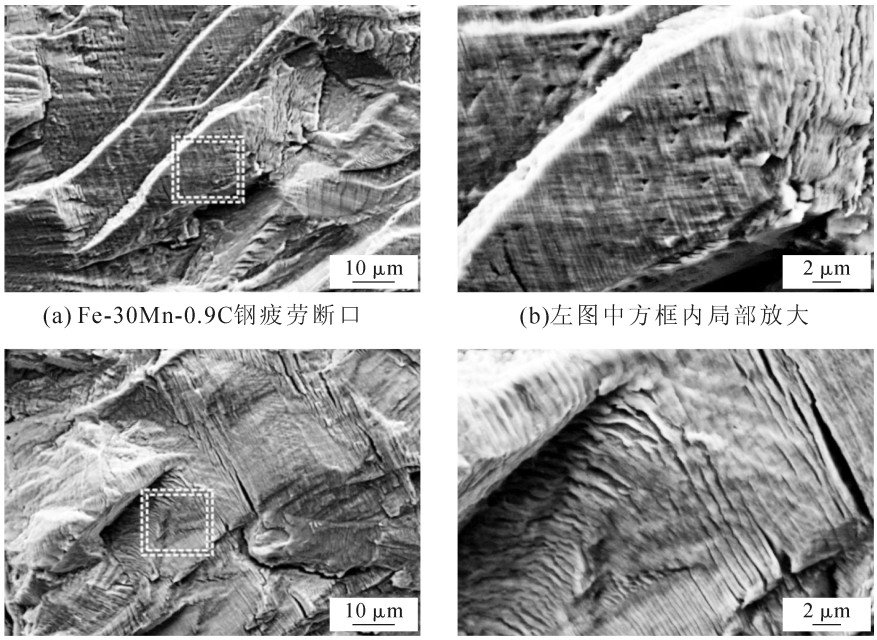
0.1 增加到 0.6 时，在近门槛区和 Paris 区，TWIP 钢的疲劳裂纹扩展速率显著增大。通过断口观察发现，在近门槛区的疲劳断口形貌主要以准解理断裂为主，而在 Paris 区，疲劳断口形貌主要以疲劳辉纹为主。

Al、C 等合金元素的添加会对 TWIP 钢的疲劳裂纹扩展行为造成显著影响。Ma 等人[47]研究了 Al 元素对 TWIP 钢疲劳裂纹扩展的影响，发现 Al 的添加会减弱 TWIP 钢抵抗裂纹扩展的能力。通过分析发现，Al 元素对 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的裂纹稳定扩展阶段（即 Paris 区）的影响很小；但是通过同步辐射三维 CT 实验对两种钢的三维裂纹形貌进行对比观察发现，含 Al 钢近门槛区裂纹粗糙度降低（如图 7 所示），使得 TWIP 钢的裂纹扩展门槛值和裂纹闭合效应减弱，这是含 Al 钢具有较低抗裂纹扩展能力的主要原因。此外，在无 Al TWIP 钢临界门槛值的塑性区内观察到了形变孪晶的产生，Ma 认为无 Al 钢层错能较低促进位错的平面滑移使得位错滑移的可逆性增加，减小裂纹尖端的损伤累积降低裂纹扩展速率，这也是其具有更好抗疲劳裂纹扩展能力的原因之一。Wang 等人[48]研究了 C 含量对 TWIP 钢疲劳裂纹扩展的影响。研究发现，随着 C 含量的增加，TWIP 钢的抗疲劳裂纹扩展能力增强。Wang 认为：高碳钢具有较高的强度和更好的塑性是主要原因之一；同时高碳钢中含有更多的 C-Mn 短程有序结构，短程有序增加位错滑移平面性促进位错滑移的可逆性，也是 TWIP 钢抗疲劳裂纹扩展能力提高的原因之一。通过对疲劳断口的对比观察发现，高碳钢的疲劳辉纹间距要明显小于低碳钢（如图 8[48]），证实了高碳钢中裂纹扩展速率较慢。



(a)无Al钢裂纹三维形貌　　(b)含Al钢裂纹三维形貌

图 7 无 Al 和含 Al 钢裂纹的三维形貌
Fig.7 Three-dimensional crack volume of 0Al and 3Al TWIP steels



(a) Fe-30Mn-0.9C钢疲劳断口　　(b)左图中方框内局部放大

(c) Fe-30Mn-0.3C钢疲劳断口　　(d)左图中方框内局部放大

图 8 Fe-30Mn-0.9C 和 Fe-30Mn-0.3C 钢的疲劳断口形貌及局部放大
Fig.8 Fatigue fracture and locally enlarged morphologies of Fe-30Mn-0.9C and Fe-30Mn-0.3C steel specimens

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

4 结论

(1)TWIP 钢具有比奥氏体不锈钢更高的高周疲劳寿命,TWIP 钢在高周疲劳过程中主要发生位错重排产生位错胞,孪晶对高周疲劳寿命影响不大,晶粒细化以及适当的预变形能够提升 TWIP 钢的高周疲劳寿命。

(2)TWIP 钢的低周疲劳寿命和抗拉强度呈线性相关,疲劳的变形组织以滑移带为主,并且产生了少量的形变孪晶组织, 预变形能够提高 TWIP 钢低周疲劳寿命,通过合金化改变 TWIP 钢的屈服强度、层错能以及位错运动方式都将对其疲劳寿命造成影响。

(3)TWIP 钢具有比同级别高强钢更好的抗疲劳裂纹扩展能力,晶粒细化、Al 合金化、降低 C 含量等方式,将降低 TWIP 钢的抗疲劳裂纹扩展能力。

虽然疲劳问题引起了世界各国科学家和工程技术人员的足够重视, 但是材料的疲劳断裂是一个复杂的物理过程,影响因素众多、过于费时以及昂贵的实验费用给疲劳问题的研究带来极大的困难。TWIP 钢面世时间较短, 关于 TWIP 钢疲劳的研究还处在初级阶段。随着 TWIP 钢的逐步应用,关于 TWIP 钢疲劳行为的研究将越来越受到重视。

参考文献:

[1] De Cooman B C, Kwon O, Chin K G. State-of-the-knowledge on TWIP steel[J]. Mater. Sci. Technol., 2012, 28: 513-527.

[2] Willian F. Automotive materials in the 21st century [C]//Advanced Materials and Processes, 2000, 5: 38-41.

[3] De Cooman B C, Chin K G, Kim J. High Mn TWIP steels for automotive applications [M]. New Trends and Developments in Automotive System Engineering. InTech, 2011: 101-128.

[4] CHAKRABORTY J, BHATTACHARJEE D, MANNA I. Austempering of bearing steel for improved mechanical properties [J]. Scripta Material, 2008, 59(2): 247-250.

[5] PARK S -J, HWANG B, LEE K H, et al. Microstructure and tensile behavior of duplex low-density steel containing 5 mass% aluminum[J]. Scripta Materialia, 2013, 68: 365-369.

[6] ZHAO L, QIQN L, LIU S, et al. Producing superfine low-carbon bainitic structure through a new combined thermo-mechanical process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 685: 300-303.

[7] QIAN L, QIQN Z, ZHANG F, et al. Microstructure and mechanical properties of a low carbon carbide-free bainitic steel co-alloyed with Al and Si[J]. Material and Design, 2012, 39: 264-268.

[8] GRASSEL O, FROMMEYER G, DERDER C, et al. Phase transformation and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steel. J. Phys. IV France[J]. 1997, 5: 383-388.

[9] CABALLERO F G, SANTOFIMIA M J, GARCí a-Mateo C, et al. Theoretical Design and Advanced Microstructure in Super High Strength Steels[J]. Materials and Design, 2009, 30(6): 2077-2083.

[10] BOUAZIZ O, ALLAIN S, SCOTT C P, et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2011, 15(4): 141-168.

[11] ALLAIN S, CHATEAU J P, BOUAZIZ O. A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387-389: 143-147.

[12] BOUAZIZ O, GUELTON N. Modelling of TWIP effect on work-hardening [J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319-321: 246-249.

[13] GRÄSSEL O, KRÜGER L, FROMMEYER G, et al. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application [J]. International Journal of Fatigue, 2000, 16: 1391-1409.

[14] 王中光. 材料疲劳断裂研究的现状和展望 [J]. 中国科学院院刊, 1993(3): 204-208.

[15] HAMADA A S, KARJALAINEN L P, PUUSTINEN J. Fatigue behavior of high-Mn TWIP steels [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517: 68-77.

[16] UUSITALO J, KARJALAINEN L P, RETRAINT D, et al. Mater. Sci. Forum 2009, 604-605: 239-248.

[17] CHAPETTI M D, MIYATA H, TAGAWA T, et al. Fatigue strength of ultra-fine grained steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 381: 331-336.

[18] CHAPETTI M D, TAGAWA T, MIYATA T. Ultra-long Cycle Fatigue of High-Strength Carbon Steels Part I: Review and Analysis of The Mechanism of Failure [J]. Materials Science & Engineering A, 2003, 15(7): 227-235.

[19] AKINIWA Y, STANZL-Tschegg S, MAYER H, et al. Fatigue Strength of Spring Steel under Axial and Torsional Loading in The Very High Cycle Regime [J]. International Journal of Fatigue, 2008, 30(12): 2057-2063.

[20] WANG X, LIANG Z Y, LIU R D, et al. Evolution of dislocations and twins in high cycle fatigue of a twinning-induced plasticity steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 647: 249-255.

[21] BOUAZIZ O, ALLAIN S, ESTRIN Y. Effect of pre-strain at elevated temperature on strain hardening of twinning-induced plasticity steels[J]. Scripta Materialia, 2010, 62: 713-715.

[22] DINI G, NAJAFIZADEH A, UEJI R, et al. Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel[J]. Material Letters, 2010, 64: 15-18.

[23] UEJI R, TSUCHIDA N, TERADA D, et al. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(9): 963-966.

[24] LEE T, KOYAMA M, TSUZAKI K, et al. Tensile deformation behavior of Fe-Mn-C TWIP steel with ultrafine elongated grain structure[J]. Materials Letters, 2012, 75: 169-171.

[25] HAMADA A S, KARJALAINEN L P. High-cycle fatigue behavior of ultrafine-grained austenitic stainless and TWIP steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 5715-5722.

[26] KARJALAINEN L P, HAMADA A S, DEVESH R, et al. Some aspects of the cyclic behavior of twinning-induced plasticity steels

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

[J]. Scripta Materialia 2012, 66: 1034-1039.

[27] SONG S W, LEE J H, LEE H J, et al. Enhancing high-cycle fatigue properties of cold-drawn Fe-Mn-C TWIP steels [J]. International Journal of Fatigue 2016, 85: 57-64.

[28] WANG B, ZHANG P, DUAN Q Q, et al. High-cycle fatigue properties and damage mechanisms of pre-strained Fe-30Mn-0.9C twinning-induced plasticity steel [J]. Materials Science and Engineering A 2017, 679: 258-271.

[29] WANG B, ZHANG Z J, SHAO C W, et al. Improving the High-Cycle Fatigue Lives of Fe-30Mn-0.9C Twinning Induced Plasticity Steel Through Pre-straining[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46: 2015-3317.

[30] SHAO C W, WANG Q, ZHANG P, et al. Improving the high-cycle fatigue properties of twinning-induced plasticity steel by a novel surface treatment process [J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 740: 28-33.

[31] SHAO C W, ZHANG P, WANG X G, et al. High-cycle fatigue behavior of TWIP steel with graded grains: breaking the rule of mixture [J]. Materials Research Letters, 2019, 7: 26.

[32] CORNETTE D, CUGY P, HIDENBRAND A, et al. Ultra high strength FeMn TWIP steels for automotive safety parts [J]. Rev. Met. Paris, 2005, 102: 905.

[33] GUO P, QIQN L, MENG J, et al. Low-cycle fatigue behavior of a high manganese austenitic twin-induced plasticity steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 584: 133-142.

[34] 郭鹏程,钱立和,孟江英,等. 高锰奥氏体 TWIP 钢的单向拉伸与拉压循环变形行为[J]. 金属学报, 2014, 50(4): 415-422.

[35] NIENDORF T, LOTZE C, CANADINC D, et al. The role of monotonic pre-deformation on the fatigue performance of a high-manganese austenitic TWIP steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 499: 518-524.

[36] LAMBERS H, RÜSING C J, NIENDORF T, et al. On the low-cycle fatigue response of pre-strained austenitic Fe61Mn24Ni6.5Cr8.5 alloy showing TWIP effect [J]. International Journal of Fatigue 2012, 40: 51-60.

[37] ALLAIN S, CHATEAU J P, BOUAZIZ O, et al. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387-389: 158-162.

[38] DUMAY A, CHATEAU J P, ALLAIN S, et al. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 483-484: 184-187.

[39] LIU S, QIAN L, MENG J, et al. On the more persistently-enhanced strain hardening in carbon-increased Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 639: 425-430.

[40] LIU S, QIAN L, MENG J, et al. Simultaneously increasing both strength and ductility of Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel via Cr/Mo alloying[J]. Scripta Materialia, 2017, 127: 10-14.

[41] SHAO C W, ZHANG P, LIU R, et al. Low-cycle and extremely-low-cycle fatigue behaviors of high-Mn austenitic TRIP/TWIP alloys: Property evaluation, damage mechanisms and life prediction[J]. Acta Materialia 2016, 103: 781-795.

[42] SHAO C W, ZHANG P, LIU R, et al. A remarkable improvement of low-cycle fatigue resistance of high-Mn austenitic TWIP alloys with similar tensile properties: Importance of slip mode [J]. Acta Materialia 2016, 118: 196-212.

[43] NIKULIN I, SAWAGUCHI T, TSUZAKI K. Effect of alloying composition on low-cycle fatigue properties and microstructure of Fe-30Mn-(6-x)Si-xAl TRIP/TWIP alloys[J]. Materials Science and Engineering A 2013, 587: 192-200.

[44] NIENDORF T, RUBITSCHEK F, MAIER H J, et al. Fatigue crack growth-Microstructure relationships in a high-manganese austenitic TWIP steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 2412-2417.

[45] MA P, QIQN L, MENG J, et al. Fatigue crack growth behavior of a coarse- and a fine-grained high manganese austenitic twin-induced plasticity steel[J]. Materials Science and Engineering A 2014, 605: 160-166.

[46] 沈洁, 马鹏辉. 孪晶诱发塑性钢的疲劳裂纹扩展行为研究[J]. 甘肃科技纵横, 2018, 47(12): 24-26.

[47] MA P, QIAN L, MENG J, et al. Influence of Al on the fatigue crack growth behavior of Fe-22Mn- (3Al)-0.6C TWIP steels[J]. Materials Science and Engineering A 2015: 645: 136-141.

[48] WANG B, ZHANG P, DUAN Q Q, et al. Synchronously improved fatigue strength and fatigue crack growth resistance in twinning induced plasticity steels [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 711: 533-542.

(上接第 222 页)

[3] 陆军. 加强连铸保护浇注的生产实践[J]. 连铸,2005(6):15-16.

[4] 王欢,唐萍,文光华,等. 碳质材料对结晶器保护渣熔融特性的影响[J]. 钢铁研究学报,2010,22(8):17-21.

[5] 林功文, 郭培民. 保护渣向超低碳钢液增碳的原因及数学分析[J]. 钢铁研究学报,2001(6):15-18.

[6] 陈天明,杨素波,王谦,等. IF 钢用连铸保护渣研制[J]. 炼钢,2009,25(01):66-69.

[7] 姜茂发,任子平,刘承军. BN 对 IF 钢连铸结晶器保护渣理化性能的影响[J]. 连铸,2006(5):40-42.

[8] 刘耀辉,牛永青,张志克,等. CSP 连铸机钢液净化及保护浇注工艺的优化[J]. 连铸,2010(5): 25-28.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net