

· 综述 ·



中厚板生产研发及其低温冲击韧性研究概况

李 鑫¹, 史晓斌¹, 王永强^{1,2}, 甄新刚³, 于 浩^{3,4}, 王 川³

(1 安徽工业大学材料科学与工程学院, 马鞍山 243032; 2 安徽省金属材料与加工重点实验室, 马鞍山 243032;

3 敬业(营口)中板有限公司冶金技术处, 营口 115005; 4 安徽工业大学冶金工程学院, 马鞍山 243032)

摘 要:随着我国“一带一路”战略的不断推进以及能源基础设施建设、造船领域的快速发展,作为制造容器/压力容器、船舶、管线等的主要材料—中厚板的需求越来越大,其力学性能要求也越来越高。低温冲击韧性是其中最为重要的性能指标之一。因厚度大,低温冲击韧性值通常表现出明显的离散性、波动性,是中厚板产品面临的主要质量问题之一。首先,归纳了中厚板的轧制生产工艺、关键制造技术以及力学和工艺性能要求。随着使用要求的提高和生产装备及技术的进步,中厚板的尺寸和性能要求也越来越大、越来越高;目前中厚板产品的最大厚度可达 700 mm,稳定生产的高性能耐磨钢板的抗拉强度已高达 1 900 MPa,1 300 MPa 级别的高强机械用钢也已实现供货。然后,在此基础上,重点总结了国内外学者关于中厚板低温冲击韧性研究情况,包括产生机理(原因)、影响因素、改善方法等;低温韧性波动的主要原因是组织的不均匀性,通过成分和工艺优化提高组织均匀性可解决低温冲击波动问题。最后,指出了目前低温冲击韧性研究存在的不足以及中厚板产品开发和生产技术的未来发展方向。

关键词:中厚板; 生产工艺; 力学性能; 低温冲击韧性

DOI:10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00176 **中图分类号:**TG142. 1

Overview of Production and Research of Medium and Heavy Plates and Low Temperature Impact Toughness

Li Xin¹, Shi Xiaobin¹, Wang Yongqiang^{1,2}, Zhen Xingang³, Yu Hao^{3,4}, Wang Chuan³

(1 School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243032, China; 2 Key Laboratory of Metal Materials and Processing, Anhui Provincial, Maanshan 243032, China; 3 Metallurgical Technology Department, Rizhao Steel Yingkou Medium Plate Co., Ltd., Yiongkou 115005, China; 4 School of Metallurgical Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan, 243032, China)

Abstract: With the rapid development of energy infrastructure, shipbuilding and promotion of China's "the Belt and Road" strategy, the demand for medium and heavy plates that widely used for containers/pressure vessels, ships, pipelines, etc., is growing increasingly, and their mechanical properties are also increasingly demanding. Low temperature impact toughness is one of the most important performance indicators. Due to the large thickness, the low temperature toughness value is usually discrete and fluctuating, which is one of the main issues for medium and heavy plate products. In this paper, the main rolling technologies, key manufacturing technologies and mechanical and process performance requirement for medium and heavy plate were reviewed firstly. With the increasing demands for usage and advancements in production equipment and technologies, the requirements for the size and mechanical properties of medium and heavy plates are becoming larger and higher, respectively. Currently, the maximum thickness of heavy plate products can reach 700 mm, and the tensile strength of stably produced high-performance wear-resistant steel plates has reached up to 1 900 MPa, the 1 300 MPa level high strength mechanical steels has also been supplied at the market. And then, the research progress on low temperature toughness of medium and heavy plates, including mechanism, influence factors, and improvement methods, were summarized. The main reason of low temperature toughness fluctuations is the heterogeneity of the microstructures. Improving the homogeneity of the microstructures through composition and process optimization can mitigate the fluctuation of low-temperature impact. Finally, the insufficient aspects for the research on low temperature impact toughness of medium and heavy plate and the future development direction of the technology were pointed out.

Key Words: Medium and Heavy Plate; Producing Technology; Mechanical Property; Low Temperature Impact Toughness

基金项目: 国家自然科学基金项目(51971003), 敬业(营口)中板有限公司产学研项目(YGKY-T2-02-202405-2412)

作者简介: 李 鑫(1985—), 男, 硕士生; **E-mail:** lixin_ahut@163.com; **收稿日期:** 2025-07-24

通信作者: 王永强(1982—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** yqwang@ahut.edu.cn;

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

中厚板是钢铁产品中的一大类,具有宽度广、厚度大等尺寸特点以及适用性强的应用特点,因此,其应用非常广泛,涵盖军工国防及国民经济的众多领域。高端中厚板的生产水平常作为评判一个国家钢铁工艺水平的标志之一。随着我国能源消费结构的调整及社会经济的发展和国家安全战略的实施,中厚板在大型船舶、大型建筑、海洋石油平台、各种储存容器、重大水电工程等制造、建造中的重要作用越加凸显,高性能压力容器钢、船板钢、风电钢、水电钢等典型中厚板钢种的需求与日俱增。雅鲁藏布江下游水电工程(简称雅下水电工程)的启动更是推动了中厚板行业的发展,对引水隧道、大坝、高压引水压力管、巨型水轮机转轮用水电钢中厚板产品需要量巨大。

不同类别及不同应用领域的中厚板的具体力学性能要求不同,但强度、塑性及冲击韧性是最基本的性能指标,对于低温环境中使用的中厚板,冲击韧性尤为重要和关键。低温冲击韧性与多方面因素有关,且各种因素之间也相互影响,因此低温脆性发生机理比较复杂。对此,国内外学者开展了大量的低温冲击韧性研究,获得了有益的结果,这对高性能中厚板的生产具有指导意义。工艺是影响性能的主要因素之一,先进的生产技术是高性能中厚板产品的保障。近年来,中厚板生产工艺技术也得到了快速地发展。本文综述了中厚板的生产研发技术现状、性能要求以及低温冲击韧性研究概况,以期为我国中厚板生产提供指导和借鉴。

1 中厚板的应用及生产工艺

1.1 中厚板的应用

GB/T 15574—2016 钢产品分类中定义公称厚度小于 3 mm 为热轧薄板,公称厚度不小于 3 mm 为

热轧厚板^[1]。但在实际生产中,炉卷轧机和中厚板轧机可生产的最小厚度规格为 5 mm。因此,中板厚度一般为 5~25 mm,厚板厚度为 >25~80 mm,厚度 >80 mm 为特厚板,目前特厚板产品的最大厚度可达 700 mm。习惯上,把特厚板、厚板和中板统称为中厚板,国外大多数国家把厚度在 3 mm 以上的钢板称为中厚板。

因性能优异、可加工性强、尺寸范围大,中厚板广泛应用于船舶、舰艇、核电、水电、压力容器、管线、工程机械、风电塔、海上平台等能源、交通、军事、建筑等众多领域的关键材料^[2-4],如图 1 所示。在风能发电、水利发电等能源基础设施大力建设以及造船业持续繁荣的推动下,近年来我国中厚板行业得到了持续的发展,2024 年产能达到 1.14 亿吨,产量达 9 263 万吨。

1.2 中厚板轧制和热处理生产工艺

中厚板截面形状简单,但是厚度和宽度大,对设备的加热能力、轧制能力、冷却能力等要求比较高;对于高强度级别的中厚板生产线通常还配置有专门的热处理设备。目前,中厚板轧制和热处理生产的主要技术有:控轧控冷技术(TMCP),以超快速冷却为核心的新一代控轧控冷技术(NG-TMCP 或 UFC-TMCP)^[5],在线热处理技术(DQ、HOP),离线淬火回火技术(QT)、正火轧制技术(NR)等。

TMCP 技术是工业上最成熟的钢铁组织细化技术,在高性能中厚板生产中也得到广泛应用。但是此技术的核心工艺是低温大压下,通常需在未再结晶区完成大变形量的轧制,主要依靠大变形带来的高密度位错促进铁素体大量形核从而细化晶粒,对压缩比较小或不足的厚板或特厚板的生产而言其应用效果不好。NG-TMCP(或 UFC-TMCP)技术针



图1 中厚板主要应用领域
Fig. 1 Main applications of medium and heavy plates

对传统TMCP技术需钢中含有一定量的微合金元素及大轧制力等问题,利用冷却过程中会发生丰富的相变,通过合理的冷却路径调控以控制冷却后的相变组织,在适度压下的条件下即可实现细晶强化、析出强化、相变强化的综合强化效果^[6-7];可以解决不含微合金元素或强度级别更高或厚度更大的中厚板生产的问题。

在线热处理技术包括直接淬火(DQ)和在线淬火回火(HOP)两种^[4],主要解决了传统离线淬火回火工艺生产节奏慢、流程长、能耗大、成本高等不足,可以获得更加细小的组织,改善钢板的低温冲击韧性^[8]。中厚板生产中,在线热处理技术可以单独使用,也可以与TMCP技术结合使用。NR和离线QT是传统的中厚板生产工艺,相对于DQ或NG-TMCP等技术,具有设备投资少、技术难度小等优势,因此,在中厚板生产尤其是常规性能产品生产中也具有较广泛的应用。离线QT技术主要涉及到加热炉(直焰式、辐射管式)、淬火机(压力淬火机、辊式连续淬火机)等关键设备^[4]。

1.3 中厚板生产制造关键技术

中厚板因其厚度广、宽度大、长度长的尺寸特点,以及足够高的强度与韧性、低温力学性能好、高的表面硬度和良好的耐腐蚀性、耐磨性、焊接性等性能要求,生产中需要解决连铸坯内外质量、板形控制、组织均匀性等关键问题,为此开发了相应的关键技术。

1) 微合金钢连铸坯角裂控制技术

高强度级别的中厚板通常需要利用Nb、V、Ti等微合金化来提升强韧性,但同时也带来了连铸坯角裂等表面质量问题。对此,研究者开发了铸坯角裂控制技术,通过优化喷嘴布局,强化铸坯角部冷却速率,降低析出物尺寸和晶粒尺寸,改善铸坯高温塑性,有效地消除了边角部裂纹,提高了连铸坯表面质量^[9-10]。

2) 连铸坯凝固末端重压下技术

对于厚板和特厚板而言其连铸坯的厚度更大,偏析、疏松等内部质量问题更为突出,直接影响着产品的性能。虽然利用凝固末端轻压下(soft reduction, SR)技术可以改善连铸坯的偏析与疏松等凝固缺陷。但随着产品规格和质量要求的不断提高,常规的SR变形量已不能解决宽厚板坯的凝固缺陷问题。对此,研究者利用连铸坯凝固结束前后在其表面至心部形成的天然温度梯度(不小于500℃),对

其进行大变形量压下(重压下),从而达到焊合凝固缩孔、细化心部奥氏体晶粒的工艺效果,开发了凝固末端重压下技术(heavy reduction, HR)。

此技术主要包括实现中心偏析与疏松同步改善的两阶段连续重压下工艺、基于溶质偏析分布与“压力-压下量”在线校验的凝固末端在线定位技术、提升压下量向心部渗透的高效挤压变形控制技术和提升铸坯心部应变速率并抑制反弹的“单点+连续”重压下工艺等^[10],已在唐山中厚板材有限公司进行应用,获得了良好的效果^[9]。HR技术原理在日本川崎制铁、新日铁、住友金属以及韩国浦项也得到了广泛应用。

3) 平板板形控制技术

板材的高尺寸精度可以减少切损、提高成材率、降低成本。中厚板厚度广、宽度大、长度长,其板形和尺寸精度控制是生产过程中的一大难题,其生产难点主要为轧制过程中薄规格板降温较快、塑性抵抗力大、不均匀变形敏感性强,极易出现瓢曲、浪形、头尾扣翘、镰刀弯、燕尾等缺陷;厚规格板的边部和中心因冷速不同而造成温差,导致边部易开裂,头尾“舌头”状等缺陷。这些缺陷都影响钢板的尺寸精度。如何保证高尺寸精度是中厚板生产面临的另一技术难题。对此,研究者开发了平板板形控制技术。

此技术基本思想是对经过成形、展宽、延伸轧制历程的轧件进行形状预测,并依据“体积不变原理”,将不规则形状的面积换算成在成形或展宽阶段末道次的超常厚度补偿量,在转钢后该厚度补偿量可以分别用于补偿成品的边部和头尾形状偏差,其效果示意图如图2所示^[11]。此技术的实现需要依赖机械系统、液压系统和自动化控制系统等硬件设备以及高精度平面控制模型、轧件长度精确跟踪计算和高精度厚度计算模型^[11]。通过板形控制理论(模型)和塑性变形理论等研究^[12]、轧机软硬件升级、轧制工艺参数优化^[13]等措施也是实现中厚板尺寸的高精度控制的主要技术手段。

4) 低成本高性能化技术

对于中厚板尤其是厚度较大的板材,如何在现有装备条件下实现高等级产品的生产或已有产品性能的提升是我国众多中厚板厂面临的主要技术难题之一。我国厚板厂多建于本世纪初,轧机能力明显滞后于产品性能迭代的速度,采用传统工艺无法实现对产品高性能化的要求。组织细化和均匀

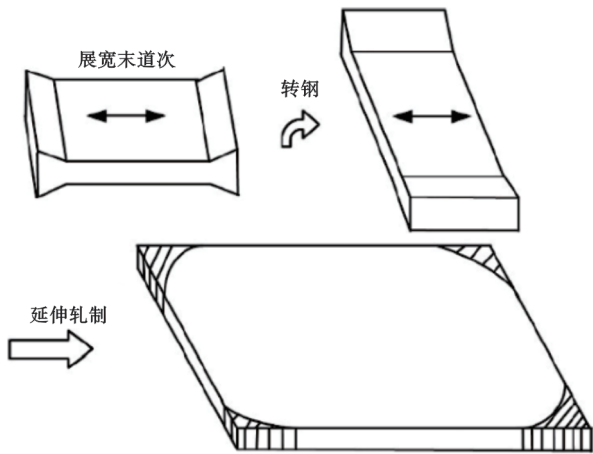


图2 展宽平面形状控制及效果示意图

Fig. 2 Sketch of broadening plan view pattern control and effect

化(细晶强化)是中厚板产品高性能化最有效的手段,但是厚度较大的板材厚度方向的变形渗透不足是以低温大压下为核心的传统TMCP工艺生产高性能厚板的技术瓶颈。由于变形渗透不足,不仅造成板材心部变形量小,而且带来表层和心部的变形不均匀,这不仅使得心部和表层的组织尺寸和分布有明显差别,而且使心部出现明显变形带,从而造成产品的性能不均匀或不达标。以超快冷为技术核心的新一代TMCP技术(NG-TMCP或UFC-TMCP)一定程度克服了传统TMCP技术的不足^[6,14-16],可以在较高温度的适度压下条件下实现晶粒细化及第二相粒子有效析出。目前此技术已在鞍钢、南钢、唐钢等主要中厚板企业得到广泛应用^[17-20]。

2 中厚板性能

2.1 中厚板力学性能

中厚板的力学性能主要指强度、韧性、塑性和Z向性能等指标。根据“船舶及海洋工程用结构钢(GB/T 712—2022)”^[21]、“锅炉和压力容器用钢板(GB713—2014)”^[22]、“压力容器用调质高强钢板(GB 19189—2011)”^[23]和“低温压力容器用钢板(GB 3531—2014)”^[24]等国家标准,工程结构钢中厚板的强度级别(屈服强度)可归纳为一般强度(235~345 MPa),高强度级别(355~390 MPa)和超高强度级别(420~960 MPa)。随着性能要求的提高,当前行业内通常将中厚板强度级别划分为,一般强度(235~315 MPa)、高强度级别(355~960 MPa)和超高强度级别(1 030~1 300 MPa)。对于一些特殊的中厚板产品,例如耐磨钢等,其抗拉强度高达1 900 MPa。

韧性指标主要是指室温和0、-20、-40、-60、-100、-196℃测试的V型缺口夏比冲击功值。韧性指标对于中厚板而言非常重要,近表面或1/4厚度位置以及1/2厚度位置的冲击韧性都要满足相关要求。而对于低温压力容器用钢而言冲击韧性要求更严格。中厚板的塑性主要用断后伸长率表示,不同厚度和级别的中厚板的断后伸长率通常要求≥20%。Z向性能是指厚板沿厚度方向的力学性能,特别是断面收缩率,用于评价抵抗层状撕裂破坏的能力,主要是Z25、Z35指标,即三个试样厚度方向断面收缩率平均值不小于25%和35%。

力学性能指标是中厚板研发生产过程中的核心,国内外钢铁企业和科研工作者均围绕这一核心开展合金成分设计、工艺参数优化、技术创新等生产研发工作,以提升力学性能,开发新钢种,提高服役安全性和寿命。典型工程结构钢中厚板的强度指标要求如图3所示^[21-24]。

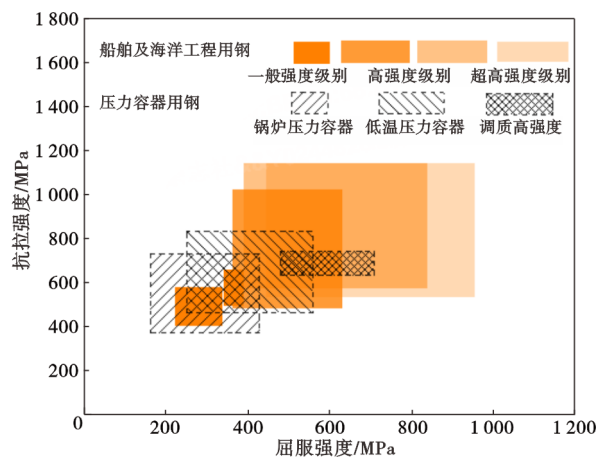


图3 典型工程结构钢中厚板的强度指标

Fig. 3 The strength index of medium and heavy steel plate in typical engineering structure steel

2.2 中厚板工艺性能

中厚板在使用加工过程中通常都要进行焊接、冷弯或机械连接,因此,要求中厚板的焊接性、冷弯性、机械加工性、涂装性等工艺性能满足特定的要求。焊接性用碳当量(Ceq)或焊接裂纹敏感性指数(Pcm)评判,两者的计算公式分别为^[21]:

$$Ceq=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/5 \quad (1)$$

$$Pcm=C+Si/30+(Mn+Cu+Cr)/20+Ni/60+Mo/15+V/10+5B(\%) \quad (2)$$

通常船舶及海洋工程结构用钢的Ceq要求≤0.46~0.75,钢板厚度越大、强度等级越高,碳当量值

越大;压力容器用调质高强度钢板的 P_{cm} 值一般要求 $\leq 0.20\sim 0.25$,船舶及海洋工程结构用钢的 P_{cm} 值要求 $\leq 0.23\sim 0.33$ 。

冷弯性采用 180° 弯曲试验进行评判^[25],对于压力容器用钢,通常要求满足 $D=(1.5\sim 3)a$, (其中 D 为弯曲压头直径,mm; a 为板材试样厚度,mm)。

2.3 中厚板耐蚀性能

对于临海或海洋环境中使用的中厚板,为了保证船舶、舰艇、海洋平台等的使用寿命和安全性,其耐蚀性能要求较高。此类中厚板通常含有Cr、Ni、Mo、Cu、P等元素中的一种或几种,通过改善钢板锈层的性质来提高其耐蚀性。中厚板耐蚀性可通过盐雾腐蚀试验、电化学试验、化学浸泡试验等进行评价。

3 中厚板低温冲击韧性

3.1 低温冲击韧性的重要性

大多数金属材料具有低温脆性特征和韧脆转变的温度依赖性,即随着温度的降低其韧性下降,当温度降低到某一值时,韧性急剧减小,金属发生脆性解理断裂,此温度为韧脆转变温度(DBTT)^[26]。低温脆性的产生表现上是裂纹快速形核扩展的结果,本质上是位错行为的结果,其机理主要有位错形核主导机制^[27]、位错运动主导机制^[28-29]和螺/刃位错相对运动速率控制机制^[30]。

低温冲击韧性是中厚板尤其是低温压力容器用钢板非常重要的力学性能指标。工程上而言,低温冲击韧性是指某一低温温度下(例如:-20、-40、-60或-100、-196 $^\circ\text{C}$)钢板的V型或U型缺口试样的冲击功。各国国家标准及九大船级社均对相关中厚板产品的低温冲击韧性提出了具体要求。低温冲击韧性反映钢板服役过程中的安全性,低温冲击功值越高,说明钢板的安全性越好。随着低温压力容器、LNG船等装备不断向着大型化、轻量化、高参数化发展,对建造这些装备用的中厚板的低温冲击韧性提出了更高的要求,低温冲击韧性的重要性不言而喻。

3.2 低温冲击韧性影响因素

低温冲击韧性是金属在低温下承受高应变速率时所表现出的一种与强度、塑性、硬度等有关的综合力学性能,与金属的成分、组织、晶体结构、晶粒尺寸、内部缺陷等多种因素有关。

3.2.1 合金成分对低温冲击韧性的影响

钢中常加入的合金元素有C、N、Mn、Si、Ni、Cr、

Mo、Nb、V、Ti、RE(稀土元素)等,这些合金元素直接或间接地影响低温韧性。根据自身的性质,从对低温韧性影响的角度可将这些合金元素划分为三类,一是强化相形成元素,二是置换固溶元素,三是稀土元素。它们对强度和低温冲击韧性的影响关系如图4所示。

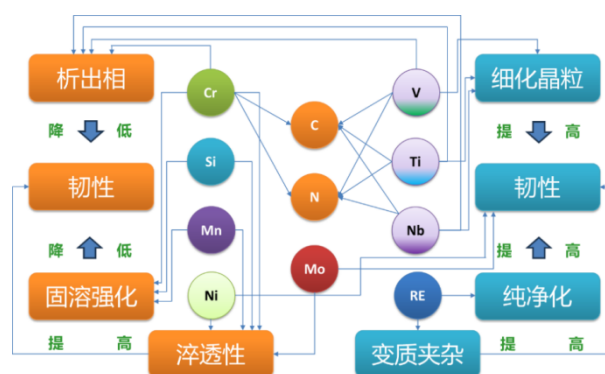


图4 主要合金元素对中厚板强度和韧性的影响关系
Fig. 4 Effects of main alloying elements on strength and toughness of medium and heavy plates

1) 强化相形成元素的影响

这类合金元素主要有C、N、Ti、Nb、V,主要形成碳/氮化物影响钢的低温冲击韧性。C作为钢中最基本的强化元素主要通过形成各种碳化物发挥析出(第二相)强化作用或形成亚稳态的马氏体发挥间隙固溶强化作用。无论是析出强化还是间隙固溶强化都会一定程度降低冲击韧性,尤其低温下碳化物易作为裂纹源诱发脆性断裂。此外,C含量增加会增大带状偏析程度,降低钢的低温冲击韧性。然而,恰当的碳化物可阻碍晶粒长大,细化晶粒,从而改善低温冲击韧性^[31]。

N与C一样,在铁素体中的固溶度很小,易与Ti、Nb、V等合金元素结合形成氮化物,发挥析出强化的作用,通常对低温冲击韧性不利。此外,因为某些氮化物析出温度高,甚至在液相中析出,所以尺寸较大,而且通常呈方形等具有尖锐棱角的形态,会显著恶化低温韧性。而细化晶粒的氮化物同样可通过细晶强化发挥改善低温韧性的作用。

Ti、Nb、V,作为强碳/氮化物形成元素,一方面,若形成尺寸较大、分布不均的碳/氮化物会显著降低低温韧性,另一方面,因其形成的碳/氮化物稳定性高,阻碍晶粒长大的效果好,又能起到细晶强化而改善低温韧性的作用。此外,Nb还具有明显提高再结晶温度从而提高TMCP工艺细化组织的效果,这

对低温韧性亦有利。

2) 置换固溶元素的影响

这类合金元素主要为 Mn、Si、Ni、Cr、Mo, 主要通过改变合金热力学性质、晶体结构性质影响钢的低温冲击韧性。Mn, 一方面可通过改变相变点扩大奥氏体相区, 从而影响 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度和相转变历程, 有助于获得细小的相变产物及促进 M-A 岛形成, 对低温冲击韧性有利。另一方面, Mn 含量高于一定值后室温下可获得一定比例的 FCC 结构的奥氏体基体组织, 例如, 中锰钢、高锰钢, 使低温冲击韧性显著提高^[32-34]。但是, 炼钢和连铸过程中 Mn 易于 S 结合形成 MnS 夹杂物, 若控制不好则对低温冲击韧性不利。

Si, 作为钢中强固溶强化和非碳化物形成元素, 可显著提高铁素体的强度。含量高时 (>3.0%), Si 会减少铁素体中的有效滑移系, 并促进晶界碳化物析出, 显著降低韧性^[35]; 而含量较低时 (<1.0%), 引起的铁素体晶格畸变程度较低, 对韧性的不利影响较小。对于需要经过淬火-配分 (Q&P) 或淬火-配分-回火 (Q&P&T) 处理的高等级中厚板钢材, Si 发挥着重要的抑制渗碳体形成而有效实现 C 在马氏体和奥氏体中分配的作用, 对低温韧性有利^[36-37]。

Ni, 可显著提高钢的低温韧性, 一是因为 Ni 能增大层错能, 从而促进低温下位错交滑移的产生, 增大裂纹扩展能耗, 提高低温韧性; 二是, Ni 还可降低位错运动晶格阻力 (派纳力, Peierls-Nabarro stress), 降低位错激活的难度, 提高位错激活的概率, 显著降低韧脆转变温度、提高低温韧性^[38]。再者, Ni 不与 C、N、S 等元素形成化合物, 不会以碳氮化物强化相、MnS 夹杂物等形式降低低温冲击韧性; Ni 可降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 同素异构转变的速度, 增大 α -Fe 的形核功, 推迟珠光体转变, 减轻带状偏析, 从而提高低温韧性。

Cr、Mo, 在需经过调质处理的高强中厚钢板中 Cr 可显著提高淬透性而降低组织应力, 且少量的 Cr 可有效抑制先共析铁素体的产生, 使组织中的珠光体、贝氏体得到细化, 这都对韧性有利。但作为中碳氮化物形成元素, 可能形成 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 、 Cr_2N 等碳化物、氮化物, 从而降低钢的低温韧性。Mo 也具有强烈提高钢淬透性而降低淬火组织内应力的作用, 同时, 能显著推迟珠光体转变而对贝氏体转变速率延缓程度较小, 有利于得到细小的贝氏体组织, 提高钢的低温韧性。此外, Mo 能够有效降低和

抑制第二类回火脆性, 提高调质钢板的冲击韧性。

3) 稀土元素 (RE) 的影响

钢中常用的 RE 主要是 La、Ce 等, 它们均具有高的化学活性, 主要通过净化钢液、变质夹杂物^[39-41]等影响钢的低温冲击韧性。RE 使钢中大尺寸夹杂物数量降低、脆性夹杂物塑性化, 可改善低温韧性^[42-43]。有研究表明, 稀土元素 La 可使低合金高强度钢中残余奥氏体的量增加、大角度晶界尤其是低 Σ 值晶界的比例提高, 以及使 Ti、Nb、V 的碳/氮化物第二相粒子析出量减少、尺寸减小, 从而提高了裂纹扩展的阻力, 使冲击韧性提高^[44]。而稀土 Ce 可提高钢的再结晶激活能, 推迟再结晶的发生, 扩大未再结晶温度相变区, 这于 TMCP 工艺细化组织有利, 从而使低温韧性提高^[42, 45]。再者, La-Ce 复合稀土元素在钢中形成的稀土夹杂物可以诱导晶内铁素体的形成以及作为异质形核核心而细化组织, 从而提高低温韧性^[46-47]。RE 在钢中还可使贝氏体转变开始温度点降低, 促进更多具有较小有效晶粒尺寸的板条贝氏体铁素体的形成, 并减少正火组织中富含碳的 M-A 组分, 从而降低韧脆转变温度, 改善低温韧性^[48]。

3.2.2 组织对低温冲击韧性的影响

组织是直接承受载荷的对象, 其性质直接影响低温韧性, 包括基体组织类型、组织形态和均匀性、组织尺寸、析出相等。钢的基体组织有奥氏体、铁素体、珠光体、贝氏体、马氏体等, 组织形态和均匀性主要是宏观偏析带、厚度方向的晶粒大小等, 组织尺寸主要是指铁素体/奥氏体晶粒尺寸、珠光体团直径、珠光体和渗碳体片层间距、贝氏体和马氏体板条宽度, 而析出相主要指钢液凝固过程和热轧冷却以及热处理过程析出的夹杂物、碳/氮化物等第二相粒子。

奥氏体组织为 FCC 结构, 位错滑移方向更多, 位错更容易启动和滑移, 其低温冲击韧性最好。为了提高低温韧性, 通常通过添加奥氏体形成元素 (Ni、Mn 等) 或合适的热处理工艺在中厚板中获得一定比例的残余奥氏体或逆转变奥氏体组织^[49-52]。珠光体由渗碳体和铁素体两相构成, 因脆性相渗碳体的存在, 其低温冲击韧性较差, 在对韧性要求高的中厚钢板中通常降低 C 含量来减少珠光体含量以改善低温韧性。铁素体组织为 BCC 结构, 具有明显的韧脆转变特征, 在韧脆转变温度以下韧性很低。这主要是因为主导其塑性变形的是螺位错行为, 而

BCC金属的螺位错核心结构特殊,难以启动且运动困难^[53]。马氏体组织的晶格畸变严重,或具有孪晶亚结构或具有高密度位错亚结构,位错(变形)阻力增大,易引起应力集中和裂纹形核与扩展,整体上低温韧性较差。但相对而言具有高密度位错亚结构的低碳马氏体的韧性要好一些。下贝氏体组织因其形成温度较低,组织细小且碳化物弥散分布在铁素体相内,对裂纹敏感性较低,相对具有较好的低温韧性。而上贝氏体转变温度较高,铁素体晶粒和碳化物颗粒粗大且碳化物呈断续条状分布于铁素体条间,降低晶界强度,裂纹易在这些碳化物处形成,低温冲击韧性较差。

中厚板因其厚度大,轧制变形过程中变形渗透困难,厚度方向上变形不均匀,相变形核驱动力不同,经过层流冷却后,钢板内部尤其是心部不仅常出现带状组织,而且晶粒比表层粗大,这种表层和心部晶粒尺寸的不均匀性以及心部的带状组织均使钢板的低温冲击韧性变差^[54-55]。

晶粒(或贝氏体、马氏体板条束)尺寸是钢的组织最基本的性质之一,显著影响低温冲击韧性。众多研究表明,晶粒(或贝氏体、马氏体板条束)越细小,低温冲击韧性通常越好^[56-58]。Petch对晶粒尺寸与钢韧脆转变温度 T_c 之间的关系进行了研究,得到了如下关系式(3)^[59]。

$$T_c = A + B \ln D^{1/2} \quad (3)$$

式中, T_c 为韧脆转变温度,°C;A、B为常数且B为正值;D为晶粒尺寸, μm 。

由式(3)可以看出,随晶粒尺寸D的减小,韧脆转变温度 T_c 将明显下降。但是当晶粒细化到亚微米或纳米尺寸范围,因晶内有效位错源数量降低,位错开动困难,屈服强度大大提升、应变硬化率降

低;而且纳米晶金属中由于晶界数量可观,位错平均自由程很小,裂纹尖端发出的位错很快会在最近的晶界处停止,产生排斥应力场,此应力场阻碍后续位错的发射。裂纹尖端的位错发射以及由此导致的裂纹钝化受到抑制,如图5(a)所示^[60],因此,低温冲击韧性反而变差。而对于微米级细晶或粗晶金属,晶界数量可以忽略不计,上述纳米金属中晶界对裂纹钝化的抑制作用很弱,裂纹尖端由于易于发射位错迅速发生钝化,应力集中程度减弱,裂纹的生成和扩展受到了有效地抑制,如图5(b)所示^[60],低温韧性优于纳米晶金属。

第二相粒子(包括夹杂物、沉淀析出相等)作为钢的组织中最常见一种相,对力学性能有着重要的影响。第二相粒子对低温冲击韧性的影响比较复杂。一方面,第二相粒子若硬度大或呈棱角状且与基体呈非共格界面,具有较高的界面能,易成为裂纹源且裂纹更易扩展,降低低温冲击韧性^[61-64],如图6所示^[63-64];另一方面,硬度较小的软相第二相粒子又可起到阻碍裂纹扩展的效果,改善低温冲击韧性,这种对裂纹的影响与逆变奥氏体类似,如图7所示^[43,65]。

3.3 低温冲击韧性波动

大多数中厚板产品的交货状态为热轧、淬火回火或正火态,属于铁素体系钢。大量研究和生产实践表明,铁素体系组织在低温下尤其是韧脆转变温度范围往往呈现冲击韧性值波动(离散、不稳定)现象,如图8所示^[66]。冲击韧性不稳定问题的存在对低温下服役的构件的安全性造成了隐患。对此,国内外研究者进行了大量的研究工作。

Chen等^[67]对C-Mn钢低温冲击韧性进行了研究,发现在-45°C时具有明显的波动性,主要原因是

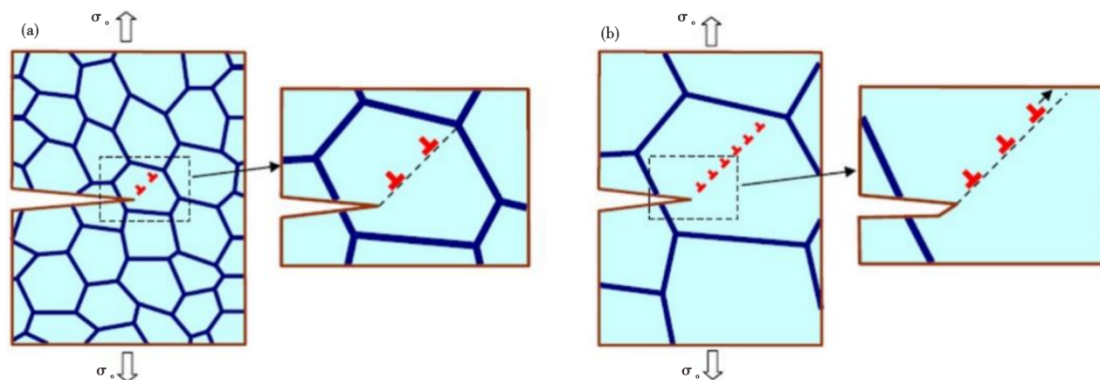


图5 纳米晶金属(a)和粗晶金属(b)中裂纹钝化情况示意图

Fig. 5 Crack blunting in nanocrystalline metals (a) and in coarse-grained metals (b)

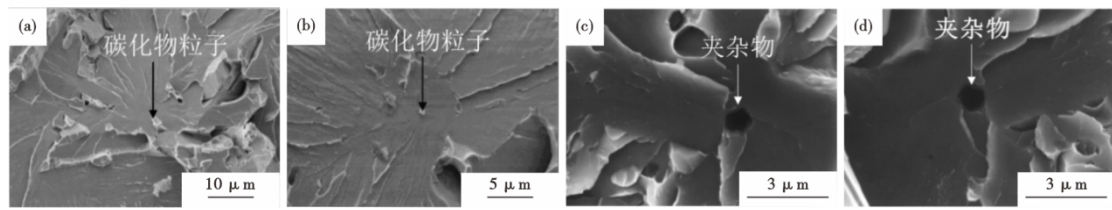


图 6 C-Mn 钢低温冲击断口形貌(a)-130 °C, (b)-80 °C, 以及 MW906 低合金高强钢焊接接头-120 °C 低温断裂韧性测试后断口形貌(c)(d)

Fig. 6 Low-temperature impact fracture morphology of C-Mn steel (a)-130 °C, (b)-80 °C, and low alloy high strength steel weld joint MW906-120 °C fracture toughness test after fracture morphology (c)(d)

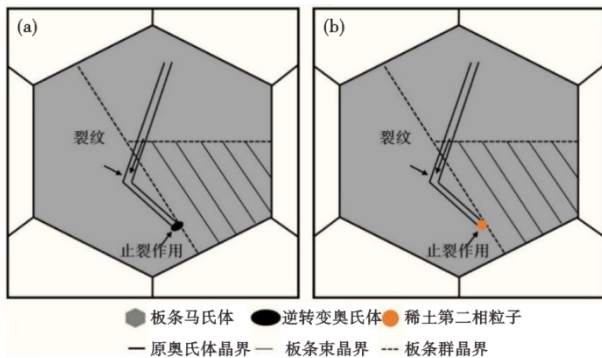


图 7 Ni 系低温钢的止裂机理示意图: (a) 逆变奥氏体, (b) 稀土第二相粒子

Fig. 7 Schematic diagrams of crack arrest mechanism for Ni based low-temperature steel : (a) reverted austenite, (b) rare earth second phase particles

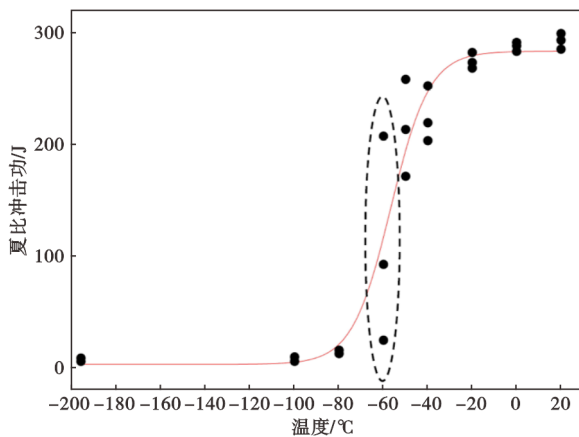


图 8 07MnNiMoDR 调质态组织系列温度下的冲击吸收能及其离散度

Fig. 8 Impact absorbed energy and the dispersion degree during serial temperature impact tests of quenched-tempered 07MnNiMoDR steel

晶粒尺寸不均匀分布以及解理源位置分散。R. Bouchard 等^[68]利用三点弯曲法研究了 19 mm 厚热轧态 CSA G40.21 50A 结构钢(铁素体-珠光体组织)低温下的(-110 °C)断裂韧性,发现韧性值具有显著的波动性,认为这种波动现象的产生是由于铁素体和

珠光体的不均匀分布造成的,可用“最薄弱环节模型”(weakest-link model)进行解释。解理断裂的“最薄弱环节模型”^[69]已被证明在解释韧性分散性方面非常成功,尤其是应用在铁素体钢中时。T. Karthikeyan 等^[70]在研究利用热处理细化组织的 9Cr-1Mo 钢的冲击韧性时发现,-50 °C 时冲击功表现出明显的波动性现象。

石昆等^[66]研究了不同组织类型的 45 mm 厚的 07MnNiMoDR 钢板低温冲击韧性,系统分析了低温冲击离散性(波动性)产生的原因;不仅发现低温冲击离散性具有厚度效应,而且发现当试样组织中尺寸大于临界失稳扩展裂纹尺寸的贝氏体束占有贝氏体束的比例越接近 0.5 时,其呈现出的冲击吸收能离散程度越大。认为贝氏体束尺寸分布不均匀及马氏体+贝氏体混合组织是导致该钢种低温韧性离散性的主要组织因素,并且从贝氏体束尺寸的 Weibull 统计分布角度对钢的低温冲击吸收能离散现象进行了解释^[66,71]。

张海军等^[72]针对 40 mm 以上厚规格 07MnNiMoDR 钢板经常出现的单值或两值低于标准值的情况,研究了影响板厚 1/2 位置冲击韧性的根本原因并提出了改进措施。发现,板厚 1/2 位置的变形不足导致心部组织粗大,同时有大颗粒碳化物伴生于粗晶粒的晶界,碳化物的存在是影响冲击韧性的根本原因;通过优化 II 阶段轧制工艺,降低 II 阶段开轧温度,增加累计压下率,并增大淬火水量和降低淬火机辊速等措施可以提高钢板低温冲击稳定性,合格率达 95% 以上。赵全卿等^[73]在提高 07MnNiMoDR 钢板性能合格率的工艺实践研究时也得到了相同的结论。

李祥兵等在大厚度(板厚不小于 100 mm) 14Cr1MoR 钢(热强钢和临氢钢)中也发现了低温冲击韧性波动现象。他们分析此类钢的拉伸、冲击生产数据发现初验性能合格率只有 80% 左右,冲击不

合的具体表现为最大模焊冲击温度不大于 $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,冲击值两低一高或三个冲击值均低于标准要求。对此进行研究发现,大厚度14Cr1MoR钢板强度/低温冲击韧性匹配性差的根本原因是轧制或淬火过程中形成的大块状非均匀性组织,以及晶界及基体处含铬/钼碳化物的不规则聚集长大,使基体强韧性和晶界处性能大为弱化^[74-75]。

3.4 改善低温冲击韧性的方法

低温韧性是裂纹形核、扩展的直接结果,本质上是位错行为所致。钢的低温韧性受多种因素影响,是多因素共同作用的结果,各种因素之间也相互影响,但无论哪种措施,都可从影响位错运动行为、阻止裂纹形核扩展两方面考虑,具体的可通过以下方法改善或提高中厚板的低温冲击韧性。

3.4.1 组织细化和均匀化

组织细化和均匀化是最直接最有效地改善低温韧性的方法。大量研究表明,随着晶粒尺寸的减小,钢的韧脆转变温度降低^[56-57]。细晶强化既能提高强度又可改善塑韧性,晶粒细化后晶界增多,应变集中程度减轻,裂纹扩展阻力增大,断裂前吸收的能量更多,低温韧性提高。另外,通过热轧工艺优化减小中厚板中带状组织以及表层与心部的晶粒尺寸差别,提高组织的均匀性可减轻应力集中程度,也可改善低温冲击韧性^[55]。析出强化是钢中非常重要且广泛应用的强化方式,第二相粒子主要通过Orwan机制阻碍位错运动提升强度,但析出相粒子和基体的相界面也易引起应力集中成为潜在裂纹源。然而,若第二相粒子尺寸非常细小、与基体界面结合强度高则能大大减轻应力集中带来的不利影响。相关研究发现,细小均匀弥散的第二相粒子不仅可提高析出强化效果,而且还可改善金属材料的塑韧性^[31,76-79]。因此,科学研究和生产实践中都通过各种工艺技术(TMCP、微合金化、先进热处理等)获得细小的晶粒和均匀弥散的纳米第二相粒子来改善钢的强塑/韧性^[76,80-83]。

3.4.2 合金成分优化

合金成分优化是本质上改善低温韧性的方法。合金元素通过自身物理性质或与其他元素的相互作用影响组织的类型、尺寸、热力学稳定性等,从而直接或间接地影响低温韧性。在综合考虑成本、强度、焊接性等因素的前提下,可对中厚板的合金成分进行优化,例如适当降低C含量、合理添加Ni、Mo、Cr、Ti、Nb、V等元素。

3.4.3 晶界性质调控

晶界性质调控是从阻止裂纹扩展角度提高低温韧性。晶界结构与晶内不同,位错运动至晶界而受阻,同时裂纹由晶内扩展至晶界时也会受到晶界的影响。研究表明^[84-87],大角度晶界更能有效阻碍裂纹扩展并促进裂纹偏转。通过合金化、合理的热处理工艺等方法可提高钢中大角度晶界比例^[88-90],从而提高低温韧性。

4 总结与展望

我国钢铁行业正处在高质量发展及结构调整阶段,在国家“双碳”和发展新质生产力战略实施及国家重大工程的推动下,中厚板市场依然有很大发展前景和潜力。但是目前,我国中厚板产品的性能稳定性、表面质量、尺寸精度等方面还有待提高,更高强度级别产品空白还亟需填补。一方面,各自企业面临着不同的生产攻关问题,例如:表面存在水波纹(花斑)、低温冲击韧性波动大、超低温($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$, $A_{Kv} \geq 80\text{ J}$)和高强韧品种钢($R_m \geq 2\text{ }000\text{ MPa}$)的开发、低能耗低成本稳定生产、更大规格(厚度 $>700\text{ mm}$,宽度 $>4\text{ }500\sim 5\text{ }000\text{ mm}$)产品的研发等等。

另一方面,我国在服务极端条件下重大工程的高性能中厚板产品方面还存在一些短板。我国水电资源丰富,待开发潜力巨大,且主要集中于地质复杂、环境恶劣的西南部高海拔地区。为了加快构建新发展格局、推动高质量发展、深入推进“双碳”战略、保证能源安全,我国先后实施和启动了“乌东德”、“白鹤滩”、“雅下”等重大水电工程。在此背景下,高性能水电钢中厚板的自主开发与应用,已成为保证国家重大水电工程顺利建设、支撑能源结构绿色转型的战略基石。高寒、高压等极端条件下“雅下水电工程”高水头用水电钢的性能要求极为苛刻,不仅要求超高强度(屈服强度 $1\text{ }200\text{ MPa}$ 级别)、高耐蚀性,而且要求卓越的抗疲劳性、优异的焊接性以及 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 低温冲击韧性等。这对我国中厚板产品的性能和质量提出了挑战。

上述问题的解决和挑战的应对,需要中厚板企业和高校、科研院所的技术与科研人员不断进行生产技术和相关理论创新。例如:超纯净冶炼技术创新、连铸坯末端重压下量优化(单段压下量 16.5 mm 、多段联合压下量 40 mm)、超快冷工艺改进(适当增加超快速冷却时间,钢板表面的温度高于 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 且表面返红最高温度低于 $770\text{ }^{\circ}\text{C}$)等,以及基于大数据和人工智能的成分设计、冶炼轧制、质量精准检测

等未来变革技术的应用,从而解决中厚板的绿色低碳高性能制造等难题,不断提升产品质量等级,以满足更高的性能要求。

中厚板低温冲击韧性是合金元素、组织类型、晶粒尺寸、相分布等多种因素共同作用的结果。这些因素之间相互联系、密不可分,需要综合考虑它们的影响,例如成分和组织之间对低温冲击韧性的影响关系与效果;也要根据不同的钢种抓住主要“矛盾”,有的放矢地采取措施提高性能指标,例如低温/超低温压力容器用钢应通过降 C 及 Ni 合金化等提高低温冲击韧性,而对于超高强度级别中厚板则需要通过细晶强化和第二相粒子的析出强化保证强度要求并实现强度和低温韧性之间

的平衡。

中厚板低温冲击韧性的波动性、离散性即“两高一低或两低一高”是中厚板厂普遍面临的问题。虽然大家公认的这种现象与组织、成分的不均性直接相关,但其本质机理还需进一步研究。组织不均性与低温冲击韧性的定量关系如何,成分偏析如何定量的影响低温冲击韧性,以及析出相或夹杂物如何定量的影响低温冲击韧性等这些关键问题尚未清晰解决。要从低温冲击韧性的位错行为本质上着手,利用先进的成分分析与组织结构表征等手段,探讨其产生原因、发生的过程等。只有在全面揭示低温冲击韧性机理的基础上,才能形成更有效的低温冲击韧性的改善与调控技术。

参考文献

- [1] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 钢产品分类[P]. GB/T 15574-2016, 2016.
- [2] 唐 荻, 武会宾. 我国高附加值中厚板产品现状与发展趋势[J]. 轧钢, 2012, 29(4): 1-4.
- [3] 陈永利, 罗 登, 杨来铭, 等. 中厚板市场的发展现状及趋势[J]. 钢铁研究学报, 2009, 21(7): 1-4.
- [4] 袁 国, 王国栋, 王日清, 等. 中厚钢板热处理技术及设备发展概况[J]. 钢铁研究学报, 2009, 21(5): 1-7.
- [5] 田 勇, 王丙兴, 袁 国, 等. 基于超快冷技术的新一代中厚板轧后冷却工艺[J]. 中国冶金, 2013, 23(4): 17-20+34.
- [6] 王国栋. 新一代 TMCP 技术的发展[J]. 中国冶金, 2012, 22(12): 1-5.
- [7] 王国栋. 高质量中厚板生产关键共性技术研发现状和前景[J]. 轧钢, 2019, 36(1): 1-8+30.
- [8] 朱伏先, 肖桂枝, 陈炳张, 等. 直接淬火技术在中厚钢板生产中的工业应用[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22(7): 1-5.
- [9] 任树洋, 尹绍江, 李 行, 等. 新一代中厚板制造关键技术唐钢的应用[J]. 中国冶金, 2019, 29(9): 60-67.
- [10] 朱苗勇. 新一代高效连铸技术发展思考[J]. 钢铁, 2019, 54(8): 21-36.
- [11] 矫志杰, 何纯玉, 丁敬国, 等. 中厚板轧机平面形状控制技术的工业推广应用[J]. 钢铁, 2019, 54(1): 49-55.
- [12] 邹 鑫, 胡 宇, 宋向荣, 等. 中厚板轧制过程侧弯模型及控制策略[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(3): 35-39.
- [13] 冀秀梅, 王 龙, 高克伟, 等. 极限学习机在中厚板轧制力预报中的应用[J]. 钢铁研究学报, 2020, 32(5): 393-399.
- [14] 王国栋. 新一代 TMCP 技术的发展[J]. 轧钢, 2012, 29(1): 1-8.
- [15] 袁 国, 陈 冬, 康 健, 等. 大型热连轧线基于超快速冷却的新一代控轧控冷技术开发与应用[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(2): 150-158.
- [16] 刘振宇, 唐 帅, 周晓光, 等. 新一代 TMCP 工艺下热轧钢材显微组织的基本原理[J]. 中国冶金, 2013, 23(4): 10-16.
- [17] 李 凡, 衣海龙, 陈军平, 等. 超快冷技术在鞍钢 Q550 工程机械用钢生产中的应用[J]. 轧钢, 2011, 28(5): 7-8+50.
- [18] 郑东升. 超快冷技术在 TMCP 钢种工业化生产中的应用[J]. 宽厚板, 2016, 22(6): 23-27.
- [19] 张阔斌, 侯 蕾, 王 俊, 等. 超快冷技术在唐钢中厚板生产线上的应用[J]. 轧钢, 2018, 35(5): 67-70.
- [20] 王 新, 陈小林, 田士平, 等. 超快冷技术在首秦宽厚板生产线上的应用[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(S1): 11-14.
- [21] 国家市场监督管理总局, 国家标准化管理委员会. 船舶及海洋工程用结构钢[P]. GB/T 712-2022, 2022.
- [22] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 锅炉和压力容器用钢板[P]. GB713-2014, 2014.
- [23] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 压力容器用调质高强钢板[P]. GB 19189-2011, 2011.
- [24] 中华人民共和国国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 低温压力容器用钢板[P]. GB 3531-2014, 2014.
- [25] 国家市场监督管理总局, 国家标准化管理委员会. 金属材料弯曲试验方法[P]. GB/T 232-2024, 2024.
- [26] Reiser J, Hoffmann J, Jäntsch U, et al. Ductilisation of tungsten (W): On the shift of the brittle-to-ductile transition (BDT) to lower temperatures through cold rolling[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2016, 54: 351-369.
- [27] Kameda J. A kinetic model for ductile-brittle fracture mode transition behavior[J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(12): 2391-2398.
- [28] Zhang Y H, Han W Z. Mechanism of brittle-to-ductile transition in tungsten under small-punch testing [J]. Acta Materialia, 2021, 220: 117332.
- [29] Németh A A N, Reiser J, Armstrong D E J, et al. The nature of the brittle-to-ductile transition of ultra fine grained tungsten (W) foil[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015, 50: 9-15.

- [30] Lu Y, Zhang Y H, Ma E, et al. Relative mobility of screw versus edge dislocations controls the ductile-to-brittle transition in metals [J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2021, 118(37): e2110596118.
- [31] Song M, Zhu R, Foley D C, et al. Enhancement of strength and ductility in ultrafine-grained T91 steel through thermomechanical treatments [J]. Journal of Materials Science, 2013, 48 (21) : 7360-7373.
- [32] Sun B, Kwiatkowski da Silva A, Wu Y, et al. Physical metallurgy of medium-Mn advanced high-strength steels [J]. International Materials Reviews, 2023, 68(7): 786-824.
- [33] Li D Z, Wang B J, Shen X J, et al. Excellent low-temperature toughness of 1 GPa grade microlaminated 5Mn steel containing retained austenite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 895: 146251.
- [34] Wang Y W, Wang H H, Su Y H, et al. Cryogenic impact fracture behavior of a high-Mn austenitic steel using electron backscatter diffraction and neutron Bragg-edge transmission imaging [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 887: 145768.
- [35] 那顺桑, 姚青芳. 金属强化原理与应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [36] Speer J, Matlock D K, De Cooman B C, et al. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2611-2622.
- [37] 万德成, 余 伟, 李晓林, 等. DQP工艺在高强中厚板生产中的应用研究[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(S1): 1-5.
- [38] Sun Y, Hu S, Xiao Z, et al. Effects of nickel on low-temperature impact toughness and corrosion resistance of high-ductility ductile iron [J]. Materials & Design, 2012, 41: 37-42.
- [39] 王龙妹. 稀土在低合金及合金钢中的应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2016.
- [40] 王龙妹, 杜 挺, 卢先利, 等. 微量稀土元素在钢中的作用机理及应用研究[J]. 稀土, 2001, 22(4): 37-40.
- [41] 李 娜, 陆勤阳, 王永强, 等. Ce对2.9%Si-0.8%Al无取向硅钢夹杂物变质的影响[J]. 钢铁研究学报, 2017, 29(7): 570-576.
- [42] 武利平, 刘 妍, 智建国, 等. 稀土Ce对C-Mn低温钢强韧性的影响机制[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(12): 4561-4569.
- [43] 武利平, 张江山, 智建国, 等. 稀土La+Ce对含Nb结构钢强度及韧性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(8): 2800-2806.
- [44] 瞿 伟, 任慧平, 金自力, 等. 稀土镧对低合金高强钢微观组织及冲击韧性的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(7): 2087-2092.
- [45] 文 智, 易丹青, 王 斌, 等. 稀土对T91耐热钢动态再结晶行为影响[J]. 北京科技大学学报, 2013, 35(8): 1000-1006.
- [46] Chu R S, Fan Y, Li Z J, et al. Study on the control of rare earth metals and their behaviors in the industrial practical production of Q420q structural bridge steel plate [J]. Metals, 2018, 8(4): 240.
- [47] Lan J, He J J, Ding W J, et al. Effect of rare earth metals on the microstructure and impact toughness of a cast 0.4C-5Cr-1.2Mo-1.0V steel [J]. ISIJ International, 2000, 40(12): 1275-1282.
- [48] Jiang Z H, Wang P, Li D Z, et al. Effects of rare earth on microstructure and impact toughness of low alloy Cr-Mo-V steels for hydrogenation reactor vessels [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 1-14.
- [49] Zhou C, Ye Q B, Hu J, et al. Ultra-high-strength multi-alloyed steel with enhanced cryogenic toughness using thermally stable retained austenite [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142356.
- [50] Jiang L, Wang J, Zhang T, et al. Superior low temperature toughness in a newly designed low Mn and low Ni high strength steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 825: 141899.
- [51] Xie Z, Shang C, Zhou W, et al. Effect of retained austenite on ductility and toughness of a low alloyed multiphase steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(2): 224-232.
- [52] Gao G H, Zhang H, Gui X L, et al. Enhanced ductility and toughness in an ultrahigh-strength Mn-Si-Cr-C steel: The great potential of ultrafine filmy retained austenite [J]. Acta Materialia, 2014, 76: 425-433.
- [53] 韩卫忠, 卢 岩, 张雨衡. 体心立方金属韧脆转变机制研究进展[J]. 金属学报, 2023, 59(3): 335-348.
- [54] 高 潇, 杨仁杰, 李英杰, 等. 带状组织对Q345E钢力学性能的影响[J]. 大型铸锻件, 2016(2): 29-31.
- [55] 王 强, 刘忠满, 郑治秀, 等. 改善Q345E中厚钢板低温冲击韧性实践研究[J]. 宽厚板, 2021, 27(1): 21-24.
- [56] Tsuji N, Okuno S, Koizumi Y, et al. Toughness of ultrafine grained ferritic steels fabricated by ARB and annealing process [J]. Materials Transactions, 2004, 45(7): 2272-2281.
- [57] Takaki S, Kawasaki K, Kimura Y. Mechanical properties of ultra fine grained steels [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 359-363.
- [58] 沈俊昶, 罗志俊, 杨才福, 等. 低合金钢板条组织中影响低温韧性的“有效晶粒尺寸”[J]. 钢铁研究学报, 2014, 26(7): 70-76.
- [59] Petch N J. The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: I [J]. Philosophical Magazine, 1958, 3(34): 1089-1097.
- [60] Ovid'ko I A, Valiev R Z, Zhu Y T. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials [J]. Progress in Materials Science, 2018, 94: 462-540.
- [61] Lin T, Evans A G, Ritchie R O. Stochastic modeling of the independent roles of particle size and grain size in transgranular cleavage fracture [J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18(4): 641-651.
- [62] Chen J H, Li G, Cao R, et al. Micromechanism of cleavage fracture at the lower shelf transition temperatures of a C-Mn steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(18-19): 5044-5054.
- [63] Bose Filho W W, Carvalho A L M, Bowen P. Micromechanisms of cleavage fracture initiation from inclusions in ferritic welds Part I. Quantification of local fracture behaviour observed in notched

- testpieces [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 460: 436-452.
- [64] Cao R, Li G, Fang X Y, et al. Investigation on the effects of microstructure on the impact and fracture toughness of a C-Mn steel with various microstructures [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 564: 509-524.
- [65] 武利平. 稀土 Ce 对低温容器钢微观组织及低温韧性的作用机制研究 [D]. 北京科技大学, 2022.
- [66] 石 昆. 大型低温球罐用 07MnNiMoDR 钢的组织与低温韧性离散性的研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
- [67] Chen J H, Zhu L, Ma H. On the scattering of the local fracture stress σ_f [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1990, 38 (12): 2527-2535.
- [68] Bouchard R, Shen G, Tyson W R. Fracture toughness variability of structural steel [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2008, 75 (12): 3735-3742.
- [69] Beremin F M, Pineau A, Mudry F, et al. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1983, 14(11): 2277-2287.
- [70] Karthikeyan T, Thomas Paul V, Saroja S, et al. Grain refinement to improve impact toughness in 9Cr-1Mo steel through a double austenitization treatment [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2011, 419(1-3): 256-262.
- [71] Shi K, Chen J B, Hou H, et al. Impact toughness scattering of bainitic steel in the ductile-brittle transition temperature region [J]. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater Sci Ed*, 2016, 31(3): 636-643.
- [72] 张海军, 高雅, 刘利香, 等. 压力容器用 07MnNiMoDR 钢板的低温冲击韧性研究 [J]. *河南冶金*, 2014, 22(1): 16-18.
- [73] 赵全卿, 王志明, 刘 生, 等. 提高 07MnNiMoDR 钢板性能合格率的工艺实践 [J]. *宽厚板*, 2014, 20(2): 18-19+23.
- [74] 李祥兵, 柳付芳, 李 杰, 等. 大厚度严要求 $^{14}\text{Cr}_1\text{MoR}$ 钢最佳热处理制度探究 [J]. *中国冶金*, 2021, 31(2): 76-83.
- [75] 李祥兵, 柳付芳, 赵国昌, 等. $^{14}\text{Cr}_1\text{MoR}$ 钢 136 mm 特厚板极限低温冲击韧性 [J]. *特殊钢*, 2020, 41(4): 59-63.
- [76] Jiang S H, Wang H, Wu Y, et al. Ultrastrong steel *via* minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation [J]. *Nature*, 2017, 544(7651): 460-464.
- [77] 王永强, 朱国辉, 陈其伟, 等. 高强度超细晶金属材料塑性行为及增塑研究进展 [J]. *材料导报*, 2018, 32 (19): 3414-3422.
- [78] Zhao Y H, Liao X Z, Cheng S, et al. Simultaneously increasing the ductility and strength of nanostructured alloys [J]. *Advanced Materials*, 2006, 18(17): 2280-2283.
- [79] Yang G, Huang C X, Wang C, et al. Enhancement of mechanical properties of heat-resistant martensitic steel processed by equal channel angular pressing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 515(1-2): 199-206.
- [80] 吕昭平, 蒋虽合, 何骏阳, 等. 先进金属材料的第二相强化 [J]. *金属学报*, 2016, 52(10): 1183-1198.
- [81] Kim S H, Kim H, Kim N J. Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility [J]. *Nature*, 2015, 518(7537): 77-79.
- [82] Raabe D, Ponge D, Dmitrieva O, et al. Nanoprecipitate-hardened 1.5GPa steels with unexpected high ductility [J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(12): 1141-1144.
- [83] NANOSTEEL. <https://nanosteelco.com/products/sheet-steel/new-class-of-steel>, 2012.
- [84] Guo Z, Lee C S, Morris J W. On coherent transformations in steel [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(19): 5511-5518.
- [85] Lambert-Perlade A, Gourgues A F, Besson J, et al. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low alloy steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(13): 1039-1053.
- [86] Duan H, Shan Y Y, Yang K, et al. Effect of microstructure and crystallographic orientation characteristics on low temperature toughness and fracture behavior of pipeline steels [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 17: 3172-3185.
- [87] Flower H M, Lindley T C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures [J]. *Materials Science and Technology*, 2000, 16 (1): 26-40.
- [88] Zhang Y H, Guo X C, Fu B G, et al. Microstructure and low-temperature impact fracture behavior of QT400-18AL containing Ni [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 880: 145327.
- [89] Wang Y Q, Hu C J, Tian K, et al. Excellent ductility of an austenitic stainless steel at a high strength level achieved by a simple process [J]. *Materials & Design*, 2024, 239: 112796.
- [90] 由 洋, 王学敏, 尚成嘉. 奥氏体化温度对 HSLA100 高强度低合金钢组织及冲击韧性的影响 [J]. *金属学报*, 2012, 48 (11): 1290-1298.