

超细晶粒钢制备技术及工程应用

张贵锋, 苗慧霞, 张建勋, 裴 怡

(西安交通大学 焊接研究所, 陕西 西安 710049)

摘要:介绍了钢铁材料强化方式的发展历程,对超细晶粒钢的制备工艺和冶金机制进行了详细阐述。比较了传统TMCP与新型TMCP的异同,总结了目前采用的细化晶粒低温大变形方法的两种机制。分别简单介绍了鞍钢、本钢、攀钢和宝钢中超细晶粒钢的生产工艺及应用情况。

关键词:超细晶粒钢;强化方式;低温大变形;生产工艺;应用

中图分类号:TG457.1 **文献标识码:**C **文章编号:**1001-2303(2007)11-0032-05

Manufacture technologies and applications of the ultrafine-grained (UFG) steels

ZHANG Gui-feng, MIAO Hui-xia, ZHANG Jian-xun, Pei Yi

(Institute of Welding Research, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The developmental process of the ways of strengthen for steel materials was introduced. The manufacturing technologies and metallurgical mechanisms of UFG steels were specified. The differences between conventional TMCP and new type TMCP were compared, and two mechanisms of low temperature large deformation for fine-grained were summarized. The producing technologies and applications of the Ultra fine-grained (UFG) steels in Anshan Steel Company, in Benxi Steel Company, in Panzhihua Steel Company and in Baoshan Steel Company were simply illustrated respectively.

Key words: ultrafine-grained(UFG) steels; ways of strengthen; low temperature large deformation; producing technologies; applications

0 前言

新一代钢铁材料是超细晶粒、超洁净度、高均匀性、性价比更加合理的钢种,其强度和寿命较原同类钢种均提高1倍。超细晶粒钢的制备就是其中的一项研究。2004年之前,在该项研究中,以日本、韩国、中国为代表的东亚居世界领先水平,研究和学术交流也最为活跃。在实际轧机上生产的超细晶粒钢分别达到 $3\mu\text{m}$ 、 $4\mu\text{m}$ 、 $5\mu\text{m}$ 。超细晶粒^[1]是指晶粒尺寸达到 $0.1\sim 10.0\mu\text{m}$;超洁净度是指钢中S+P+O+N+H等杂质的总含量降低到小于等于 5×10^{-5} ;高均匀性是指成分、组织和性能的高度均匀,并强调了组织均匀的主导地位。细化晶粒是控制结构用金属材料组织的最重要最基本的方法。通常钢铁材料的晶粒直径约为 $10\mu\text{m}$ 至数百 μm ,而现在应用于生产的钢铁材料可获得的最细铁素体组织已达到了 $2\sim 5\mu\text{m}$ 。

1 钢铁材料强化方式的发展历程

钢铁材料的强韧化历史可分为以下几个阶段:1960~1970年,通过热处理和化学成分(淬火性)调整形成马氏体和贝氏体组织的调质钢;1970~1980年,以寒冷地带输送管用钢的制造为契机,以控轧方式实现强韧化(实质为细晶强化),同时微合金化的应用促进了结构用钢的非调质化(实质为细晶强化与沉淀强化);1980年以后,在控制轧制技术中引入快速冷却、直接淬火技术,再加上微细组织强化、相变强化,至此,热机械控制工艺(TMCP: Thermo Mechanic Control Process)得到了广泛应用^[2]。控轧控冷钢的控轧过程可分为四个阶段^[3-5]:再结晶 γ 区的轧制(约 $950\text{ }^\circ\text{C}$ 以上的 γ 区);未再结晶 γ 区的轧制(约 $950\text{ }^\circ\text{C}\sim \text{Ar}_3$); $\alpha + \gamma$ 两相区的轧制(Ar_3 以下);轧后快速冷却(提高特定温度区间约 $500\sim 600\text{ }^\circ\text{C}$ 间的冷却速度)。在第一阶段,粗大的初始 γ 晶粒经反复轧制、再结晶而细化;第二阶段获得含位错和形变带的加工硬化状态的 γ 组织;第三阶段几乎还未被现行TMCP所利用;第四阶段通过加速冷却使 α 相变在尽可能低的温度下进行。

收稿日期:2007-01-10

基金项目:陕西省自然科学基金资助项目(2005 E1 16)

作者简介:张贵锋(1965—),男,陕西西安人,副教授,主要从事特种焊与焊接自动化的教学与科研工作。

再结晶和相变都是晶粒细化的手段。然而,由于再结晶的驱动力 ΔG_v (数 cal/mol)小于相变的驱动力(数 10 cal/mol),其临界晶核尺寸大($r^*=-2\sigma/\Delta G_v$, σ 为相界面能)^[3]。因此,在晶粒细化作用上,相变优于再结晶,其主要细化机制是由加工硬化奥氏体发生的 α 转变(形核部位增加)^[3-4]。

进入 21 世纪,确立什么样的新世纪结构钢的强韧化技术路线是一具有导向性、战略性、历史性的技术路线决策问题。由日本金属系材料研究开发中心(JRCM)牵头联合日本五大钢铁公司(新日铁、日本钢管、川崎制铁、住友金属工业、神户制钢所)于 1997 年率先研发^[6]的超细晶粒钢(ultrafine-grained steels,简称 UFG 钢)作为 21 世纪新一代钢铁结构材料,其强化的方式具有鲜明特色和诸多优点。它采用晶粒超细化作为其强化方式,完全不同于传统的以合金元素添加及热处理为主要方式的强化途径。材料的强化机制有固溶强化、细晶强化、位错(加工)强化、析出(分散)强化四种^[7]。其中固溶强化因合金元素的固溶度有限,所以难以得到较大的强化^[7],而合金元素的过多使用对资源和循环利用均不利;位错(加工)强化的热稳定性较差,材料在热加工时会发生回复与再结晶,造成再结晶软化;沉淀强化也存在合金元素用量大,对节约资源、循环利用均不利的弊端,同时因需人工时效加热等造成能源浪费、生产率低。晶粒超细化是一种能同时实现强韧化的强化方式,而且也充分体现了节约资源、重视环保的开发理念。

由 Hall-Petch 公式知,在成分、组织一定的情况下,强度取决于粒径大小,而钢材的粒径又取决于制备工艺。例如^[3,8],传统热轧+正火钢粒径为 20 μm 左右(我国规定 8 级晶粒度对应的粒径为 22 μm ^[9]);控轧控冷钢(热机械处理)可将粒径细化至 5~10 μm ,所得抗拉强度约 600 MPa,夏氏冲击迁移温度为 -80 $^{\circ}\text{C}$ 。而超细晶粒钢粒径的目标值为 1~5 μm (对应 12 级晶粒度以上)。已有的研究证实^[10],当粒径由 10 μm 细化至 1 μm 时,屈服极限由 300 MPa 提高至 600 MPa 以上;延性—脆性转变温度(DBTT)与同成分(0.15C-0.3Si-1.5Mn)强度级别的回火马氏体组织相比,可降低 200 K;与铁素体—珠光体钢相比,疲劳极限可提高至接近回火马氏体。可见,超细晶粒钢通过晶粒超细化,可以使钢材的强度提高一倍,并取得了优异的强度与韧性间的平衡。

2 超细钢制备工艺特征及机制

至今,关于超细钢制备工艺的研究开发报道很

多^[10-12],如微合金化细化、电磁场细化、热机械控制工艺、拉拔加工、HPT(High Pressure Torsion)、ECAP(Equal Channel Angular Pressing)、ARB(Accumulative Roll-Bonding)、MM(Mechanical Milling)等,并能达到一定的细化目的。其中微合金化方法是低碳钢晶粒细化的有效途径,可以同时满足晶粒细化而又不过分提高材料的成本。磁场和电场细化处理方法应用在凝固相变中,不仅能细化晶粒,而且可以使材料均匀,消除宏观偏析。由于电磁场容易调整控制,这种方法是开发超细晶粒钢中很有前途的方法。热机械方法能够有效地细化低碳钢晶粒,但其在获得板厚方向均匀的超细铁素体晶粒方面存在局限性。ECAP 即等槽角压工艺,是获得亚微米或纳米级的超细晶粒的有效方法,还没用于批量的工业生产。

根据牧正志^[5,11,13-15]的文献所述,获得细晶的方法有:利用相变和再结晶的热处理(或形变热处理),钢液超速急冷,机械合金化(或机械碾磨),超细粒子烧结以及非晶晶体化等工艺方法。后四种方法甚至可以获得纳米尺度的超细组织,但在生产大型的结构材料方面仍有难度。而形变热处理工艺在实验室中已经获得了小于 1 μm 的超细晶材料,所以形变热处理对晶粒细化极为有效。形变加工的作用:一是对相变前母材形变加工,增加形核速度,细化相变产物;二是对相变后产物形变加工,随后退火,发生回复、再结晶,以细化组织。

另有一种说法,晶粒超细化的方法主要可分两大类^[7]:其一为大变形热轧;其二为强磁场中加工热处理。前者已用于工业化生产,相对而言,UFG 钢制备过程中对轧制条件的要求十分苛刻,与 TMCP 钢相比,UFG 钢的轧制温度更低,轧制压下量更大^[2,10-11],即低温大变形量轧滚压延,这种方法是易于工业化的新型加工热处理工艺。城田良康等人^[16]进一步指出轧前急冷的必要性,否则,仅降低轧制温度则成了在 α 相变后的轧制,不能生成等轴 α 晶粒(加工变形组织),且细化有限,为此,需提高轧前冷速(10~50 K/s),则可在 500 $^{\circ}\text{C}$ 附近获得 γ 相的前提下再进行强加工。住友金属的足立吉隆指出,轧前急冷、低温加工与大的变形率(强加工)是超细钢制备工艺的三个必要条件^[17](具体参数值因钢种不同而异)。

在日本 STX-21 项目的研究^[18]中,利用相变法和再结晶法细化晶粒以获得 800 MPa 的超细晶粒钢。先后成功地在 23 m(长) \times 18 mm \times 18 mm 条钢和 12 mm(厚) \times 60 mm(宽)的钢板中实现了 0.5 μm 的超

细晶粒直径。

1965 年 Grange 曾提出两种细化奥氏体晶粒的方法^[19]:一是在 Ac3 点附近加大变形,得到完全再结晶组织后快冷的所谓“形变热处理工艺”;二是在室温与 Ac3 点之间的所谓“快速加热冷却循环工艺”。

城田良康等人在其综述文献中给出了更为具体的 TMCP 钢与 UFG 钢在制备工艺、参数、最终所得铁素体粒径和机理方面的差别^[6],传统的 TMCP 与现行的新型 TMCP(即 UFG)有明显的区别^[20]:前者是在较高温度(900 °C~950 °C)下轧制,并且快速冷却,在未再结晶区发生铁素体相变获得未再结晶的奥氏体。新型的 TMCP 则是低温大变形,即在铁素体相变温度的较低温度(500 °C~700 °C)下轧制,施加很大的压下量,也就是施加强变形,轧后也需要快冷,产生铁素体相变温度超过加工温度的动态相变,在加工过程中观察到了 α 相变被诱发。

两种工艺得到的组织特征也不同,据日本有关专家所作的研究表明^[21]:与粒径在 5~10 μm 的 TMCP 钢相比,UFG 钢组织具有以下特征:铁素体晶粒更细小及第二相为更微细、更分散的球状渗碳体,且分布均匀。这样加工后甚至可获得 1 μm 以下的超细晶粒。

在进一步细化晶粒而降低轧制温度时,单一地降低轧制温度则变为在 α 相变发生后的轧制,不能生成等轴的 α 晶粒。为克服此问题,通过提高加工前的冷却速度(10 K/s \rightarrow 50 K/s)在 500 °C附近也能得到 γ 相。由于在此低温 γ 区域扩散变慢,通常只能发生无扩散型相变,如贝氏体与马氏体相变。但是,通过施加大变形加工,扩散相变(即 α 相变)在此低温区域被诱发这一事实已被证实。利用这种形变诱导的极低温扩散相变,使低碳钢的 α 晶粒细化至 1 μm 以下成为可能^[6]。

目前关于这种采用低温大变形方法(I型)获得超细晶粒机制的研究认为,超细铁素体的获得主要是形变诱导铁素体相变(DIF: Deformation Induced Ferrite Transformation)^[22-24]和铁素体动态再结晶^[24]两种机制共同作用的结果(铁素体动态再结晶适于含有第二相如渗碳体、Ti₂O 等的复相组织^[6])。奥氏体在 A3 以上本来为稳定状态,当施加极大的形变时奥氏体自由能升高、稳定性降低,转变温度升高,可在 A3 以上获得铁素体,这便是形变诱导铁素体相变。

而且形变程度越大越能提高超细、等轴铁素体的体积分数,抑制其他组织如魏氏组织铁素体、贝氏体、马氏体的出现。一定冷速下,在 Ar3 温度以上的形变会提高材料相变点的温度,并且可以使相变点提高到变形温度以上导致铁素体的相变析出,即在形变过程中材料发生了相变^[25]。所以当冷至较低温度轧制时,一方面如上所述因轧制状态下的 Ar3 升高,另一方面现行的轧制温度很低,故造成很大的过冷度;加之强加工造成的形变使形核点密度很高;两因素互相促进,造成在轧制过程中出现铁素体相变,并获得超细化的铁素体晶粒。与控轧控冷钢的最大区别在于:前者是轧制形变之后进行静态相变,主要靠冷却出现过冷度而自行相变;后者是在轧制过程中进行动态相变,主要靠大的轧制压下量提供相变激活能而诱导的动态铁素体相变,否则与未加工材料相同将出现低温相(如贝氏体等)。

值得指出的是,足立吉隆^[26-27]等人发现了超细钢的第二相随晶粒的细化或相变温度会发生变化。当粒径为 2 μm 或在约 600 °C 以上生成铁素体时,第二相为珠光体(主相为铁素体);当粒径为 1 μm 或在 500 °C 附近生成铁素体时,第二相为渗碳体。大谷忠幸^[17,28-29]等人在大功率激光焊试验中,通过分步腐蚀的办法,证明所用的低碳超细钢(质量分数:0.05C, 0.01Si, 1.98Mn)母材的组织为超细铁素体(制备工艺:用带槽轧辊在 500 °C~700 °C 间进行多向温加工,然后再结晶,所得粒径约 1 μm)与细化分散的粒状渗碳体。而在经退火处理后,母材的组织(粒径 27 μm)才是铁素体+珠光体。了解超细钢组织的这些不同于传统材料的变化,有助于分析焊接过程中组织演变机理。

3 超细晶粒钢的实际生产工艺及工程应用

目前,国内的超细晶粒钢已能稳定的大批量生产,而且使用性能良好。在此分别介绍几个大中型钢铁公司的生产及应用情况。

鞍钢^[30]与东北大学合作,生产的产品供一汽集团使用,主要开发的产品是超细晶粒汽车结构用热轧钢板 ANS400。其生产工艺大致为:铁水预处理 \rightarrow 转炉冶炼 \rightarrow 炉外精炼 \rightarrow 板坯连续连铸 \rightarrow 加热 \rightarrow 控制轧制 \rightarrow 控制冷却 \rightarrow 低温卷取 \rightarrow 精整入库。其中生产关键工艺在于低温轧制和低温快速冷却,这样得

到的铁素体组织晶粒尺寸约为 $4\mu\text{m}$,同时组织中还含有少量的珠光体和贝氏体,从而大幅度地提高了钢板的综合性能。目前,鞍钢正着手于 500 MPa 级钢筋的研究。而在难度很大的线材生产方面也取得了极大进步,已能大批量生产,这样鞍钢就首次在现有工业条件下用普碳钢生产出 400 MPa 级超细晶粒钢热轧线材,在保证韧性的前提下使屈服极限翻一番,节省了合金元素,降低了线材成本,大大提高了性能,是促进建筑钢筋品种更新换代的新途径。

超细晶粒汽车结构用热轧钢板 ANS400 主要用于汽车车架的横梁和其他结构件,迄今为止,鞍钢的超细晶粒钢已应用于一汽、丹东曙光车桥公司、杭州宝泉公司、河北廊坊香河港龙公司等。而且使用数量极大、性能稳定。

本钢^[31]与东北大学合作,在普碳钢的基础上开发出屈服强度 400 MPa 和 500 MPa 的超细晶粒钢 CX400、CX500。又与钢铁研究总院合作,在 09CuPTiRE 和 SPA-H 的基础上开发出 Cu-P-Ti-RE 系和 Cu-P-Cr-Ni 系超细晶耐候钢。CX400 钢金相组织由铁素体和珠光体组成,也有可能出现贝氏体组织,晶粒尺寸 $3\sim 7\mu\text{m}$;CX500 钢金相组织由铁素体、马氏体、贝氏体组成,晶粒尺寸 $2\sim 5\mu\text{m}$ 。超细晶耐候钢的生产分两部分同时进行:一是常规成分热连轧低温控轧工艺;二是在常规成分基础上加 Nb 进行微合金化,热连轧低温控轧工艺生产。轧制工艺已采用开轧温度 $1030\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 1060\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、精轧开轧 $930\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 960\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、终轧 $800\text{ }^{\circ}\text{C}\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、卷取 $550\text{ }^{\circ}\text{C}\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度制度。此工艺可将 09CuPTiRE 的晶粒尺寸细化到 $5\mu\text{m}$ 以下,SPA-H 的晶粒尺寸细化到 $3\mu\text{m}$ 左右,而且综合性能良好。

目前,CX400 和 CX500 钢在金洲车架厂和辉南车架厂已用于冲压汽车底盘加强梁和纵梁的制造;09CuPTiRENb 钢应用于齐齐哈尔车辆厂的铁路货车车门、侧板等部件;SPA-HNb 钢供中集集团制造集装箱梁等结构件。

攀钢^[32]生产的超细晶粒钢 SP52 主要在东风汽车有限公司推广应用,SP52 是通过细化晶粒增加晶界来提高材料强度的,其试验钢是攀钢的普碳钢 Q235,生产原理是变形诱导铁素体相变和铁素体动态再结晶原理。其生产工艺流程为:铁水预处理→转炉提钒→120 t 转炉冶炼→钢包内脱氧及合金化→LF 站加热并吹炉→1350 板坯连铸→铸坯检查及清理→板坯加热→高压水除磷→粗轧→热卷箱

卷取→精轧→层流冷却→卷取(检查)→剪板→包装入库。在生产中采用的重要工艺措施之一就是采用稀土处理技术,稀土元素可以改善碳化物形态,细化晶粒,脱氧,脱硫,净化铁液。加入 1% 的稀土硅铁合金,将改善低铬铸铁的冲击韧性和耐磨性。

SP52 在东风公司从 2002 年开始使用至今,应用效果良好,主要应用于横梁、加强板、前板中支柱等零件,合格率 100%。

宝钢^[12]生产的 400 MPa 级超细晶粒钢产品分别被一汽集团、东风汽车集团等汽车制造厂应用到冲压卡车底盘横梁、纵梁、加强板、下支撑、后簧前支架、托板、后簧前支架等十余种零部件上,效果良好。

武钢^[18]在超细晶粒钢的研究方面也取得了一些成就,在“超细晶粒钢的焊接研究”课题开发上,目前,武钢已冶炼、轧制出了超细晶耐候钢和 800 MPa 超细晶粒钢,并进行了 800 MPa 超细晶钢的气体保护焊丝化学成分的设计,冶炼、轧制出了试验盘条。在“新一代超细晶 800 MPa 级钢中厚板的研究”课题开发上,武钢进行了两轮实验室试制,采用 RPC 工艺进行了轧制试验,利用 DB685 钢在现场进行了第一轮半工业性试制,得到了所希望的超细晶粒钢,屈服强度达到了 800~900 MPa。在超细 355 MPa 级碳素钢热连轧板的研究上,武钢利用碳素钢 Q235 进行了一轮工业性轧制试验,完成了力学性能和组织检验,钢板的屈服强度为 390~410 MPa,抗拉强度为 510~535 MPa。这些研究目前已经转化为了现实生产力应用于实际生产。

国外如日本的中山制钢所采用与川崎重工合作开发的能附带产生剪切应变的高压下率压延机,成功制备出晶粒为 $3\sim 5\mu\text{m}$ 、厚 $2\sim 15\text{mm}$ 、宽 600~900 mm、强度 500~600 MPa 的 UFG 钢而广泛应用于市场。

4 超级钢的应用前景

正是由于超细晶粒钢性能价格比更高、强韧性和使用寿命均提高一倍、宏观偏析基本消除等诸多优点,超级钢得到了广泛的应用,尤其在汽车制造行业应用最多。因为这种钢的应用不仅使国产汽车的成本降低,还提高了汽车品质,增强国产汽车参与国际竞争的能力,同时,减小汽车质量,降低能源消耗和减少环境污染。目前超细晶粒钢的生产技术已经不成问题,但其焊接难点在于热影响区晶粒的长大(晶粒直径越小,长大驱动力越大)。目前,焊接的

适应性研究也取得了进展。例如,赵洪运^[33]等人采用 TIG 焊分别在空冷和水冷条件下分析焊接接头组织性能,得知水冷条件下接头的强度比母材有所提高,综合力学性能与母材相差不大,同时也降低了晶粒长大的程度,故可用于实际生产中。另外,他们还采用 CO₂ 气体保护焊^[34]在空冷和水冷不同条件下测得水冷后得到少量的马氏体和贝氏体,这样就提高了接头的强度,同时使冲击韧度下降较大,而空冷条件下的强度并没有降低,综合力学性能都满足需要,所以采用 CO₂ 气体保护焊在实际生产中不必水冷处理。

然而无论采用什么焊接工艺,尽管可以通过控制热输入与焊后冷速避免热影响区出现软化这一问题,但近缝区晶粒仍会有不同程度的长大。如果超细晶粒钢热影响区晶粒粗化这一难题能得到部分或根本性改善,则其原始优异性能得以充分发挥,其应用范围将得到进一步拓展。

参考文献:

- [1] 田志凌.面向二十一世纪的钢铁材料及其焊接技术[R].北京:钢铁研究总院,2000.
- [2] 长井寿.超微细粒鋼の開発動向[A].溶接学会論文集[C].2003,21(1):142-147.
- [3] 长井寿,松岡三郎.超鉄鋼プロジェクトにおける高强度鋼の研究開発[J].材料,1999,48(7):723-732.
- [4] 志賀千晃,平岡和雄.STX-21プロジェクトにおける高張力鋼の開発とその溶接の課題[J].溶接技術,1998,46(7):81-87.
- [5] 牧正志.细化钢铁材料晶粒的原理与方法[J].热处理,2006,21(1):1-9.
- [6] 塚本進.超微細粒鋼の深溶込みレーザー溶接[A].溶接学会論文集[C],2003,21(1):166-171.
- [7] 张贵锋,张建勋.日本关于新世纪结构材料(超微细钢)创制及其焊接的研究[J].焊接,2001(5):37-40.
- [8] 《国家重点基础研究发展规划》项目简介[J].材料导报,2000,14(2):59-63.
- [9] 李午申.我国合金结构钢的新发展及其焊接性[J].焊接学报,2001,22(5):82-86.
- [10] 粟飯原,周二.フェライト結晶粒の微細化技術の動向[J].特殊鋼,2003,52(3):9-11.
- [11] 牧正志.鉄鋼材料におけるナノ・マイクロ組織制御の現状と展望[J].特殊鋼,2003,52(3):4-8.
- [12] 赵洪运,王国栋,刘相华,等.新一代钢铁材料——超级钢[J].汽车工艺与材料,2003(10):4-6.
- [13] 牧正志.钢铁加工热处理及组织控制[J].金属材料研究,1998,24(4):55-61.
- [14] 牧正志.鉄鋼の組織制御の現状と将来の展望[J].鉄と鋼,1995,81(11):547-555.
- [15] 牧正志.鋼の加工熱処理の最近の動向[J].热处理,1997,37(1):5-14.
- [16] 城田良康,长洪胜介.塑性七加工.2001,42(4):2.
- [17] 大谷忠幸,塚本進,荒金吾郎,等.超微細粒高强度鋼板の大出力レーザー溶接における熱影響部特性[A].溶接学会論文集[C],2003,21(2):267-273.
- [18] 王向成.新一代钢铁材料研究的进展[J].武钢技术,2004,42(2):38-42.
- [19] 张红梅,王振敏,李维娟,等.奥氏体晶粒细化研究[J].机械工程材料.2004(7),28(7):4-6.
- [20] 张贵锋,米运卿,张建勋,等.超细晶粒钢制备工艺及机制与传统控轧控冷(TMCP)钢的异同[J].材料导报,2004,18(8):53-55.
- [21] 平岡和雄,塚本進.超微細粒鋼の溶接技術とその継手特性[J].溶接学会誌,2005,74(2):18-24.
- [22] 黄成江,李殿中,李依依.钢铁材料形变诱导相变现象研究进展[J].材料导报,2001,15(11):4-6,43.
- [23] 杨忠民,赵燕,王瑞珍,等.形变诱导铁素体的形成机制[J].金属学报,2000,36(8):818-822.
- [24] 李维娟,杜林秀,张红梅,等.应变诱发铁素体相变对低碳钢晶粒细化的影响[J].钢铁研究学报,2000,12(5):36-39.
- [25] 杨忠民,赵燕,王瑞珍,等.低温变形低碳钢超细铁素体的形成[J].金属学报,2000,36(10):1061-1066.
- [26] 足立吉隆.1μmの壁を破った超微細粒鋼[J].日本金属学会会報(まてりあ),1999,38(2):176.
- [27] 足立吉隆,富田俊郎,日野谷重晴.急冷途中における大ひずみ加工によるフェライト結晶粒の微細化[J].鉄と鋼,1999,85(8):50-57.
- [28] 大谷忠幸,塚本進,荒金吾郎,等.超微細粒高强度鋼板の大出力深溶込みレーザー溶接[A].溶接学会論文集[C],2003,21(1):166-171.
- [29] 大谷忠幸,雀部謙,志賀千晃,等.スポットヒティングによる超細粒高强度鋼板の溶接部特性[A].溶接学会論文集[C],2002,20(1):114-119.
- [30] 孙建伦,张万山,王科强,等.鞍钢超细晶粒钢的开发[J].钢铁钒钛,2005,26(1):26-29.
- [31] 周宏威,翁宇,金月桂.本钢超细晶粒钢的开发研制[J].钢铁钒钛,2005,26(1):30-33.
- [32] 周建军,谢小梅.超细晶粒钢的应用研究[J].汽车工艺与材料,2005(9):22-24.
- [33] 赵洪运,王立夫,王国栋,等.冷却条件对超级钢钨极氩弧焊焊接接头组织性能的影响[J].热加工工艺,2005(7):54-57.
- [34] 赵洪运,杨德惠,王国栋,等.400 MPa 级超细晶粒钢 CO₂ 气体保护焊不同焊接工艺接头组织性能[J].热加工工艺,2005(6):54-55.