

钢铁材料组织超细化处理工艺研究进展

陈蕴博¹, 张福成², 褚作明¹, 张继明², 曹国华², 吴玉萍³

(1. 北京机电研究所, 北京 100083; 2. 燕山大学材料科学与工程学院, 河北 秦皇岛 066004;
3. 山东科技大学, 山东 泰安 271000)

[摘要] 综述了钢铁材料在组织超细化技术方面的研究成果, 阐述了各种超细化技术的适用条件, 介绍了近期这方面的研究结果。

[关键词] 钢铁; 材料; 超细化

[中图分类号] TG142 [文献标识码] A [文章编号] 1009-1742(2003)01-0074-08

1 引言

钢铁作为传统的材料之一, 多年来人们为提高其使用性能开展了广泛的研究工作, 研究和生产实践表明, 具有高强度兼有高韧度的钢铁材料是最理想的材料。然而, 实际上钢铁材料这两方面的性能是相互矛盾的, 要提高钢铁材料的强度必然降低其韧度, 要提高钢铁材料的韧度必然降低其强度。影响材料强度和韧度的主要原因是其化学成分和组织结构。研究表明, 材料组织的细化处理是同时提高材料强度和韧度的最有效途径。钢铁材料的强度与晶粒尺寸关系可由传统的 Hall-Petch 公式给出:

$$\sigma_s = \sigma_i + K_y d^{-1/2} \quad (1)$$

式中, σ_s 为材料的屈服强度, σ_i 和 K_y 为与材料有关的常数, d 为晶粒尺寸。

Hall-Petch 公式运用于从屈服应力至断裂范围内的流变应力, 但是, 适用范围也不是无限的。通常认为适用于 0.3~400 μm 尺寸的晶粒, 也适用于马氏体板条束, 因为板条束间为大角度晶界。至于束内的板条其间是否为大角度晶界尚有争论。用于板条束时, 泛用的 Hall-Petch 公式被修正为 Nalyer 公式, 即

$$\sigma_s = \sigma_i + K_y d_m^{-1} \quad (2)$$

式中, d_m 表示平均板条束直径, 并可用下式计算

$$d_m = 2 \{ w \ln [\text{tg}(\arccos(w/d_p)/2 + \pi/4)] + \pi d_p / 2 - d_p \arccos(w/d_p) \} / \pi \quad (3)$$

其中, w 为板条束宽度, d_p 为板条长度。

晶粒尺寸与材料塑性和韧性之间有着密切的关系。根据裂纹形成的断裂理论, 晶粒尺寸 d 与裂纹扩展临界应力 σ_f 的关系为

$$\sigma_f \approx (2GV_p/K_y)d^{-1/2} \quad (4)$$

其中, G 为切变模量, V_p 为比表面能, 即裂纹扩展对每增加单位面积所消耗的功, K_y 为 Petch 斜率。当 V_p 一定时, d 越小, σ_f 越高。凡提高 σ_f 值的因素都能改善材料的塑性。晶粒尺寸 d 与韧性的关系为:

$$\beta T_c = \ln B - \ln C - \ln d^{-1/2} \quad (5)$$

其中, β 、 B 、 C 为常数, T_c 为冲击转变温度 ($^{\circ}\text{C}$)。

晶粒尺寸与屈服强度和冲击韧性转变温度的关系如图 1 所示^[1]。当钢铁材料的晶粒尺寸达 0.1 μm 以下时, 应力集中消失, 变形均匀, 可达到钢铁材料的理想强度, 同时材料表现出很高的韧度^[2]。因此, 近年来国内外的材料科学工作者都纷纷研究钢铁材料的组织细化工艺和技术。日本在

[收稿日期] 2002-04-02; 修回日期 2002-07-29

[基金项目] 国家重点基础研究发展项目 (G1998061503)

[作者简介] 陈蕴博 (1935-), 男, 上海市人, 中国工程院院士, 北京机电研究所教授级高级工程师

1997 年提出了“超级钢计划”，韩国在 1998 年提出了“高性能结构钢计划”，我国也于 1998 年末提出了“新一代钢铁材料重大基础研究计划”等，其目的是通过利用各种现代技术对传统的钢铁材料进行处理，使其获得最佳的综合使用性能，以充分挖掘钢铁材料的潜力，并使机械零部件向轻、小型化方向发展。而这些计划的核心研究内容之一就是钢铁材料的组织细化技术。

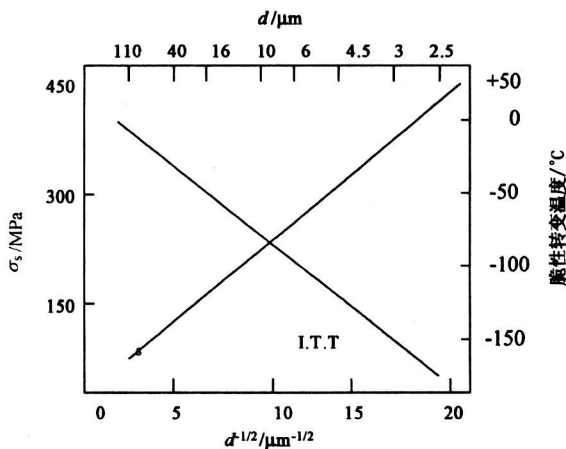


图 1 晶粒尺寸 (d) 对 α -Fe 屈服强度和冲击韧性的影响

Fig.1 Influence to strengthen and flexibility of α -Fe by grain size

关于“超细晶” (ultrafine grain) 尺寸范围的认定也有一个发展的过程，在 20 世纪 60 年代，尺寸小于 $10\ \mu\text{m}$ 的细晶被认为是超细晶组织，而目前认为尺寸小于 $4\ \mu\text{m}$ 的细晶才是超细晶组织。因此，笔者将材料的组织超细化等级按晶粒尺寸大致分为微米级超细晶，晶粒尺寸为 $4\sim 0.1\ \mu\text{m}$ ；纳米级超细晶，其晶粒尺寸为 $100\sim 0.1\ \text{nm}$ 。

2 微米级晶粒细化技术

微米级晶粒细化技术主要有形变诱导铁素体相变、循环热处理、形变热处理、磁场或电场处理和合金化细化技术等等。

2.1 形变诱导相变细化

形变诱导相变 (strain induced transformation) 是将低碳钢 (一般 $w(\text{C}) \leq 0.25\%$) 加热到稍高于奥氏体相变 (A_{C3}) 温度以上，对奥氏体施加连续快速大压下量变形，从而可获得超细的铁素体晶粒。在变形过程中，形变能的积聚使奥氏体向铁素体转变的相变点 A_{d3} 温度上升，在变形的同时发生

铁素体相变，并且变形后进行快速冷却，以保持形变过程中形成的超细铁素体晶粒。在形变诱导相变细化技术中，变形温度和变形量是两个最为重要的参量，随变形温度的降低及形变量的增加，应变诱发铁素体相变的转变量增加，同时铁素体晶粒变细^[3]。这些方面的研究成果很多，具体工艺也多种多样。

研究表明，通过低温轧制变形和应变诱导铁素体相变，可在碳素结构钢中获得晶粒尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$ 的超细晶粒，对于微合金钢应用应变诱导相变技术可得到晶粒尺寸为 $1\ \mu\text{m}$ 左右的 2 mm 厚超细晶粒钢带^[1]。如韩国的 Lee 等人利用应变诱导技术将 C-Mn-Ni-Nb 钢的铁素体晶粒细化到 $1\ \mu\text{m}$ 以下^[4]，Hodgson 等人利用该技术将普通的复合微合金化钢的铁素体晶粒尺寸细化至 $1\ \mu\text{m}$ 以下^[5]。我国的刘清友等人将应变诱导轧制技术与常规控轧工艺相结合，通过实验室模拟轧制，获得体积分数为 97%，晶粒尺寸达 $0.92\ \mu\text{m}$ 的亚微晶组织^[6]。

有人对 Q235 钢在 A_{C3} 以上 80°C 和 A_{C3} 以下 10°C 范围内，经 80% 大变形量单次道次变形，获得 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ 的超细晶铁素体^[7]，并发现 Q235 钢在加热过程中，奥氏体晶粒在 $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ 温度范围内迅速长大，且对均温时间比较敏感，当温度由 950°C 升至 1150°C 时，晶粒长大倾向明显减小，且晶粒尺寸趋于均匀；不同变形工艺条件下，奥氏体晶粒尺寸随变形温度下降而减小，变形量对奥氏体晶粒尺寸的影响是在相同温度下变形量大奥氏体晶粒尺寸减小。Orizuka 对低碳 Si-Mn 钢在 1023 K 进行 90% 压下量的大变形，与随后以 10 K/s 冷却相结合得到铁素体晶粒为 $2.3\ \mu\text{m}$ 的超细铁素体-珠光体组织^[8]。长道常昭把实际生产的热轧钢板加热到奥氏体低温区，采用一道次大压下量轧制-速冷工艺，对其热轧钢板晶粒进一步细化并改善其机械性能的可能性进行了研究，他认为在奥氏体区大压下量的热轧工艺，使形核场所的密度和形核的驱动力增加，形核速度增大。大压下量急冷后，由于大的过冷度，驱动力增加，形变速度增加，而急冷过程使晶粒长大速度下降。因此，大压下量急冷后长大速度/形核率比值减小，铁素体晶粒变小^[9]。

应变诱导铁素体相变技术主要应用于钢铁材料的控轧控冷生产过程中。YaDa 及其在日本钢铁公司的合作者，通过在接近相变温度进行轧制，已经

生产出粒径约 $1\ \mu\text{m}$ 的铁素体热轧板带^[10]。我国研究人员也将应变诱导铁素体相变技术应用于实际生产过程中,他们对 Q235 钢在 A_{c3} — A_{r3} 附近的临界奥氏体温度范围内变形,获得组织为 $4\sim 6\ \mu\text{m}$ 等轴均匀的超细铁素体的轧制钢板^[11]。应变诱导铁素体相变细化技术只适用于在相变过程中可发生奥氏体—铁素体相变的低碳低合金钢。

2.2 循环加热淬火细化

采用多次循环加热淬火 (circle heating-quenching) 冷却方法可有效细化材料的组织。其具体工艺是将钢由室温加热至稍高于 A_{c3} 的温度,在较低的奥氏体化温度下短时保温,然后快速淬火冷却至室温,再重复此过程。每循环一次奥氏体晶粒就获得一定程度的细化,从而获得细小的奥氏体晶粒组织。研究表明,一般循环 $3\sim 4$ 次细化效果最佳^[12],当循环 $6\sim 7$ 次时,其细化程度达到最大^[13]。有人利用快速循环淬火方法在 65 Mn 钢中获得 $4\ \mu\text{m}$ 的奥氏体晶粒^[14]。9SiCr 钢经循环加热淬火,可获得 $3.5\ \mu\text{m}$ 奥氏体晶粒^[15]。陈思联、惠卫军和翁宇庆等利用盐浴炉对 ADF1 钢 (超纯净再合金化 42CrMo 钢) 进行循环加热淬火处理获得 $2.07\ \mu\text{m}$ 的超细晶粒组织^[12]。这种处理工艺的关键在于升温速度和冷却速度,基本要求是加热和冷却速度都要快,当不能实现急热和急冷时,则不能明显细化晶粒^[16],这在实际工业生产中往往受到一定的限制。

2.3 形变热处理细化

成熟的形变热处理 (deformation heating treatment) 工艺有许多,但大致可分为两类,其一,是将钢在较低的奥氏体化温度进行变形,然后淬火;其二,是将淬火后的钢进行冷变形,然后奥氏体化再淬火。第一种形变热处理工艺,是将钢加热到稍高于 A_{c3} 温度,保持一段时间,到达完全奥氏体化,然后以较大的压下量使奥氏体发生强烈变形,之后等温保持一段时间,使奥氏体进行起始再结晶,并于晶粒尚未开始长大之前淬火,从而获得较细小的淬火组织。这种工艺对组织的细化有一定的限度,从许多实验和理论计算结果可知,这种工艺可获得的最小晶粒尺寸为 $5\ \mu\text{m}$ 左右,达到最小极限的原因可理解为由于在高温下原子的高速扩散,促进细小晶粒长大之故^[17]。但也有人报道,尽管对于高碳高合金钢在合适的变形速率条件下进行形变热处理,可能使其晶粒细化到 $1\ \mu\text{m}$ 以下^[18]。

有人利用这种方法对 Fe—0.17C—0.3Si—1.5Mn 合金在奥氏体化温度下进行 $50\%\sim 96\%$ 变形,系统研究了变形量、变形前晶粒尺寸、变形速度及变形后的冷却速度等对铁素体组织的影响,结果表明,当变形量为 90% 的奥氏体以 $10\ \text{K/s}$ 的速度冷却,可获得晶向随机、大角度晶界、晶粒尺寸 $3\ \mu\text{m}$ 以下的铁素体组织^[19]。第二种形变热处理工艺是将淬火以后的钢,加热到相变点以下的低温进行大压下量的变形,然后加热到 A_{c3} 以上温度短时保温,奥氏体化后迅速淬火。该工艺的缺点是,由于变形是在低温,而且是在马氏体组织状态下进行,因此材料的变形抗力较大,给实际生产造成一定的困难,然而它却是一种十分有效的细化晶粒的方法。研究表明,对低、中碳钢,把回火马氏体经过 80% 压缩变形,再奥氏体化可得到 $0.91\ \mu\text{m}$ 的奥氏体晶粒,淬火后可获得非常细小的马氏体组织^[17]。Belyakov 曾在 $500\sim 600\text{℃}$ 范围内将 304 奥氏体不锈钢进行变形,从而获得 $0.3\ \mu\text{m}$ 的超细晶组织^[20]。

2.4 磁场或电场处理细化

强磁场或电场与温度、压力、化学成分等因素一样,也是影响金属相变的主要因素。因为,强磁场或电场可使奥氏体和铁素体的 Gibbs 自由能降低,从而提高 A_{c3} 温度。关于磁场热处理早在 50 年代就有文献报道,但由于当时获得强磁场存在许多困难,使其研究受到限制。最近,超导体的迅速发展,可容易地获得相当于数十 T 的强磁场,促进了人们对强磁场下各种现象的研究工作^[21]。

目前该技术主要在以下两个方面应用于钢铁材料组织细化处理过程中,一是在热轧过程中采用间断施加磁场或电场的方法改变 A_{c3} 温度,反复进行奥氏体/铁素体相变,可促进铁素体晶粒细化;二是外加磁场或电场使 A_{c3} 温度的上升现象,可增大淬火冷却时从奥氏体向马氏体转变的相变驱动力,即可获得与增大过冷度相同的效果,从而增加马氏体的形核率,并且降低其生长速度,达到组织细化的目的^[22,23]。在强磁场或电场淬火时,具有随着场强度的增大,获得的淬火马氏体的尺寸就越细的规律。因此,利用磁场或电场提高 A_{c3} 温度的原理可有效地应用于晶粒细化技术。有人将 0.44C—1.24Mn 钢试样加热到 800℃ 后,放在 10 T 磁场下以 $5\ \text{℃/min}$ 速度冷却所得的组织比在无磁场条件下冷却试样获得的组织明显细化^[21]。在低碳锰镍

钢的奥氏体向铁素体和珠光体转变的过程中施加恒定磁场,当磁通密度为 1.5 T 时,晶粒尺寸为不加磁场时线形尺寸的 60%^[24]。另外,钢铁材料在凝固过程中通过外加电场或磁场也可有效细化其组织^[25,26]。该细化技术的局限在于高强度磁场和电场的获得,目前较大尺寸的高强度磁场或电场很难获得。

2.5 合金化细化

通过对钢铁材料合金化也可有效细化晶粒,其原因可分为以下两种情况,其一是一些固溶合金化元素(如 W, Mo 等)的加入提高了钢的再结晶温度,同时可降低在一定温度下晶粒长大的速度;其二是一些强碳化物形成元素(如 Nb, V, Ti 等)与钢中的碳或氮形成尺寸为纳米级的化合物,它们对晶粒的增长起到强烈的阻碍作用,并且这种纳米级的化合物所占的体积分数为 2% 时,对组织的细化效果最好^[2]。Nb 是钢中常加的微合金化元素,它在钢中通常形成 Nb(C, N) 化合物,这种化合物在一般钢中析出的鼻子尖温度为 900℃ 左右,钢在不被施加热加工而直接冷却时一般不析出 Nb(C, N),只有在热加工时才有大量的析出,此现象可被称为应变诱导析出^[2],因此,在热加工及钢的再结晶过程中,其细化晶粒的效果最佳。Nb 的加入在没有热加工的条件下,它可使奥氏体的晶粒尺寸细化到 6 μm^[27]。在钢中加入 Ti 也可显著细化钢的奥氏体晶粒^[28]。单纯的合金化细化技术对钢铁材料组织细化有较大的局限性,它往往是结合一定的热处理工艺进行综合细化,才能得到较好的效果。

另外,有人研究了 P 对铁素体组织细化的影响^[19]。他们是通过在 Fe-0.1C-0.3Si-1.5Mn 合金中分别加入 0.1% P, 0.02% P, 对比 P 对铁素体组织的影响,结果表明,0.1% 的 P 可使铁素体组织细化到 3 μm 左右。

2.6 电致快速加热细化

我国重点基础研究发展规划项目“新一代钢铁材料的重大基础研究”中的“1 500 MPa 级长寿命合金结构钢”课题,要求将中碳低合金钢利用热处理的方法获得 3 μm 左右的超细晶组织,以大幅度提高钢的强度、韧度和延迟断裂等性能,用于制作未来汽车工业中的高强度螺栓。我们利用自行设计的专用电接触加热设备,对 ADF1 钢进行快速加热并循环淬火处理,简称电致快速加热处理,不仅解

决了电接触加热时试样尺寸变截面处温度不均的技术难题,而且可实现加热速度、加热温度、保温时间和淬火工艺的全自动控制。利用该设备对 ADF1 钢通过对奥氏体化温度、循环淬火次数和加热速度等影响 ADF1 钢组织超细化的工艺进行了系统研究。试验结果表明,快速加热循环淬火处理可明显细化 ADF1 钢组织,当奥氏体化温度超过 880℃ 时,随着温度的升高,原奥氏体晶粒迅速长大(见图 2);在奥氏体化温度和加热速度相同条件下,循环淬火次数增加,奥氏体晶粒逐渐细化(图 3);

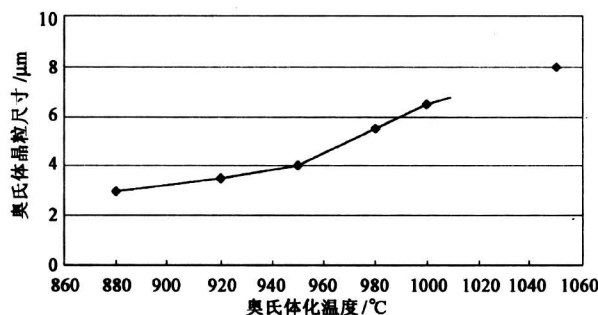


图 2 奥氏体化温度对晶粒细化的影响

Fig.2 Relationship between austenizing temperature and grain size

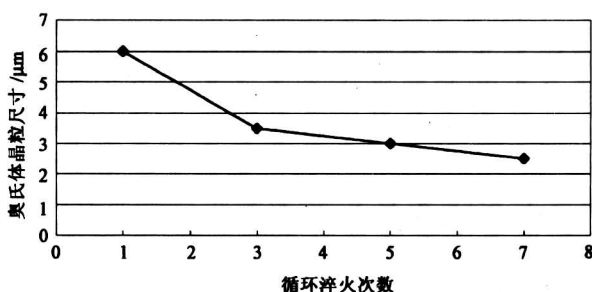


图 3 奥氏体晶粒尺寸与循环淬火次数的关系

Fig.3 Relationship between austenitic grain size and quenching times

保持奥氏体化温度和循环淬火次数不变,随加热速度增加,奥氏体晶粒尺寸逐渐减小(见图 4)。当加热速度为 100 °C/s,奥氏体化温度为 880℃,奥氏体化后无保温立即淬火,可获得奥氏体平均晶粒尺寸为 1.8 μm 的超细组织(见图 5)。淬火试样经 X-射线分析表明,淬火组织为马氏体和极少量的残余奥氏体(约 5% 左右)组成。马氏体的内部亚结构为位错,其形状很不规则,无传统的马氏体形态,如板条状或片状,且每个马氏体片的尺寸仅为几百纳米,如图 6 所示。因为电致快速加热使试样

在瞬间达到奥氏体化温度，奥氏体晶粒来不及长大便进行淬火，经过反复快速加热—淬火处理，使奥氏体晶粒逐渐细化，从而使马氏体变得非常细小；

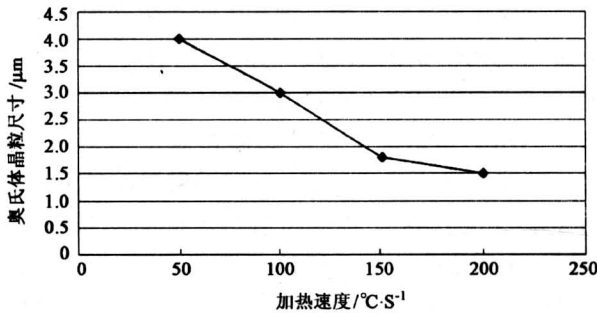


图 4 加热速度与晶粒尺寸之间的关系
Fig.4 Relationship between heating rate and grain size

同时利用电流对金属直接加热，促进了金属原子的扩散和位错运动，因此提高了再结晶形核率，有利于位错在晶界处消失，降低再结晶晶粒长大的驱动力，从而细化了晶粒。

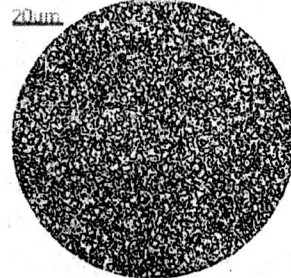


图 5 超细化 ADF1 钢金相组织
Fig.5 Photography of microstructure of ultrafine ADF1 steel



图 6 超细化 ADF1 钢马氏体组织的 TEM 照片

Fig.6 TEM photo of martensitic microstructure of ultrafine ADF1 steel

3 纳米级晶粒细化技术

自从 20 世纪 80 年代初德国科学家 Gleiter 教授成功地采用惰性气体凝聚原位加压法制得纯物质的块状纳米材料后^[29]，纳米材料的研究及其制备技术近年来引起了世界各国的普遍重视。由于纳米材料具有独特的纳米晶粒及高浓度晶界特征以及由此而产生的小尺寸量子效应和晶界效应，使其表现出一系列与普通多晶体和非晶态固体有本质差别的力学、磁、光、声等性能，使得对纳米材料的制备、结构、性能及其应用研究成为 20 世纪 90 年代材料科学研究的热点^[30]。目前，块体纳米材料的制作技术文献报道的较多，如惰性气体凝聚原位加压成型技术、非晶晶化技术、高压凝固技术、大塑性变形技术、脉冲电流晶化技术和深过冷晶化技术等等；由于钢铁材料在物理和力学性能方面的特性，获得纳米晶组织相对较难，因此，关于钢铁材

料获得纳米晶技术的文献报道较少，主要有大塑性变形 (severe plastic deformation) 技术、机械合金化细化和提纯技术等。

3.1 大塑性变形细化

最初有人利用等径角挤压 (equal channel angular pressing) 或扭转 (torsion straining) 技术对纯 Ti、纯 Cu 和部分 Al 合金，在室温进行严重变形，晶粒得到明显细化，并当真应变达到 5~7 时，可获得纳米晶组织^[31~35]。同时这种方法应用于铁和钢中也同样获得超细晶组织^[36]。

Altenberger 等在实验室条件下利用喷丸 (shot peened) 或深度轧制 (deep rolled) 方法对 304 不锈钢进行处理，在试样表面获得一层纳米晶组织^[37]。后来，卢柯等利用超音速喷丸硬化的方法在 316 不锈钢板表面得到一层深约 30 μm，晶粒尺寸为 10~100 nm 的纳米晶，他认为，超音速喷丸硬化在材料表面反复施加多方向的高速机械载荷，

粒子与材料的局部接触在材料内部引起很大的塑性应变, 塑性变形改变了近表面的微观组织, 使其产生局部切变, 该切变又使更深层和其周围的材料产生塑性变形, 从而在表面形成一层纳米晶^[38,39]。高锰钢是一种传统的抗冲击磨粒磨损材料, 一百多年来它一直被广泛地应用于制作冶金、矿山和建材等行业受冲击磨粒磨损的零部件, 最近研究发现高锰钢受冲击磨粒磨损后其表面组织为纳米晶^[40]。Baumann 等人发现高速铁路钢轨由于受高速运转的机车车轮的碾压和冲击作用, 在瞬间其承受的压应力高达 12 GPa 以上, 从而使钢轨表面形成一层纳米晶组织结构^[41,42]。

张福成在高锰钢辙叉闪光焊接中, 发现不锈钢焊接介质熔合区内形成宽约 50 μm 晶粒尺寸为 20 nm 左右的纳米晶组织^[43], 其形成的原因是, 不锈钢在闪光对焊过程中, 焊接熔合区金属经受快速 (100 mm/s) 和大应力 (70 MPa) 的顶锻, 产生严重的塑性变形从而形成纳米晶组织^[44]。另外, Belyakov 等在 0.5 T_m 温度下对尺寸比为 9.8:8.0:6.5 的 304 不锈钢钢胚进行 1.5:1.22:1 的比例反复变形, 最后获得面心立方结构纳米晶组织^[45]。Salischev 对铁素钢在低于 0.4~0.5 T_m 温度进行大塑性变形, 同样获得了体心立方结构的纳米晶组织^[46]。Dervagin 对 12Cr30Ni 钢在室温经过 80% 的冷加工变形制备出纳米晶, 他研究发现, 面心立方的固溶奥氏体 12Cr30Ni 钢在冷加工期间出现了分离, 在接近 128℃ 的居里点铁磁性成分升高, 他认为这可能与局部区域镍元素聚集有关^[47]。Yuntian 等通过对尺寸为 6 mm×6 mm×50 mm 的铜板材进行反复弯曲校直 (repetitive corrugation straightening), 重复 14 次便可将铜由原始尺寸为 765 μm 的晶粒细化到 50 nm 左右的纳米晶组织^[48], 这种方法可望应用于纳米晶钢铁材料的制备技术中。以上诸多经不同方式严重变形获得的纳米晶材料, 其界面清洁、无微空隙, 是一种理想的纳米材料, 但如何获得三维大尺寸的纳米钢铁材料将是材料科学工作者们下一步的主要攻关目标之一。

3.2 机械合金研磨细化

MA (mechanical alloying) 法是美国 INCO 公司于 20 世纪 60 年代末发展起来的一种新技术。它是一种用来制备具有可控微结构的金属基或陶瓷基复合粉末的高能球磨技术, 即在干燥的球型装料机

内, 在高真空 Ar 气保护下, 通过机械研磨过程中高速运行的硬质钢球与研磨体之间相互碰撞, 对粉末粒子反复进行熔结, 断裂, 在熔结过程中使晶粒不断细化达到纳米尺寸, 然后, 纳米粉再采用热挤压、热等静压等技术加压制得块状纳米材料。有人采用该工艺制备出纳米钢铁材料, 如 Borner 用此方法在 99.5% 纯铁中获得晶粒尺寸为 10~30 nm 的超细晶组织^[49], Oleszak 用高能球磨机, 制备出无序体心立方的 Fe (Ni) 和 Fe (Al) 纳米晶, 晶粒尺寸分别为 15 nm 和 5 nm^[50]。目前, MA 法存在的问题是研磨过程中易产生杂质污染、氧化及应力, 很难得到洁净的纳米晶界面。

4 结语

随着科学技术的迅猛发展, 近年来涌现出大量的高性能的新型材料, 它们将逐渐应用于人类的各个领域, 并将逐渐部分代替传统的钢铁材料。然而, 从矿产资源、生产成本、生产规模、加工及使用性能等多方面分析, 钢铁仍将是 21 世纪我国乃至世界结构材料的支柱^[51,52], 因此, 利用现代科学技术生产和制造出高质量和高性能的钢铁材料将具有重大的意义。相信随着新的热处理技术和设备的不断出现, 人们将会更有效地通过细化钢铁材料组织结构的手段, 进一步提高其综合使用性能, 这必将赋予钢铁材料强大的生命力。

参考文献

- [1] 赵振业. 合金钢设计[M]. 国防工业出版社, 1999. 84
- [2] 牧正志. 加工热处理的组织控制[A]. 冶金部钢铁研究总院编. 高洁净度超细晶粒微合金化高强高韧钢文集[C]. 1999. 28~37
- [3] 孙祖庆, 杨玉玥, 胡安民, 等. 低碳钢应变强化相变的组织细化[A]. 北京科技大学编. 新一代钢铁材料重大基础研究论文集[C]. 2000. 34~41
- [4] Lee S, Kwon D. Transformation strengthening by thermomechanical treatment in C-Mn-Ni-Nb steels[J]. MMT, 1995, 26A(3): 1093~1096
- [5] Hodgson P D, Hichson MR. Ultrafine ferrite in low carbon steel[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(10): 1179~1184
- [6] 刘清友. 微合金钢超细组织控制轧制[A]. 北京科技大学编. 新一代钢铁材料重大基础研究论文集[C]. 2000. 140~143
- [7] 赵燕, 杨忠民, 王瑞珍, 等. 低碳钢获得超细晶工艺和机制的研制进展[A]. 新一代钢铁材料重大基础研

- 究论文集[C],2000. 68~73
- [8] Orizuka S T. Formation of a fine ferrite-pearlite structure from a coarse austenite grain structure through heavy deformation of austenite followed by controlled cooling[J]. CAMP-ISIJ,1998, 11: 565~572
- [9] 长道常昭:1パス大压下热延直后急冷による薄钢板の结晶粒微细化と機械的性質の形成[J]. CAMP-ISIJ,1998, 11: 1017~1024
- [10] Yada H, Matsumura Y. A new thermomechanical heat for grain refining in low carbon steels[A]. Tamura I. Thermec '88[C], ISIJ, Toyko, 1988. 200~206
- [11] 杨忠民,赵燕,王瑞珍,等.普通碳素钢超细晶临界奥氏体控轧工艺研究[J].钢铁,2001, 36(8): 43~47
- [12] 陈思联,董瀚,惠卫军,等.合金结构钢的组织超细化及其性能研究[A].北京科技大学编.新一代钢铁材料重大基础研究论文集[C].2000. 281~286
- [13] 大内千秋.超微细组织的创造と技术课题[J]. CAMP-ISIJ,1999, 12(6): 1116~1119
- [14] 杨蕴林,席聚奎,孙万昌.65Mn钢的组织超细化与超塑性[J].热加工工艺,1995,(2): 14~15
- [15] 文九巴.9SiCr钢超塑形变热处理的组织与性能[J].金属热处理学报,1994, 15(4): 26~29
- [16] 牧正志.钢的组织控制发展现状与展望[A].冶金部钢铁研究总院编.高洁净度超细晶粒微合金化高强高韧钢文集[C],1998.7~16
- [17] Masanori U.低碳钢和V-Nb微合金钢的高温变形和形变热处理[A].冶金部钢铁研究总院编.高洁净度超细晶微合金化高强高韧钢文集[C].1998. 180~185
- [18] 王泾文,周红生.W9Mo3Cr4V钢的超细化处理[J].钢铁研究学报,1999, 11(1): 20~22
- [19] 石淑琴译.细晶铁素体组织[J].国外金属热处理,2001, 22(6): 9~12
- [20] Belyakov A, Miura H, Sakai T. Dynamic recrystallization in ultra fine-grained stainless steel[J]. Scripta Mater,2000, 43(1): 21~26
- [21] 周雄龙.向开发1 μ m级超细晶钢的挑战[A].冶金部钢铁研究总院编.高洁净度超细晶微合金化高强高韧钢文集[C].1999. 19~28
- [22] Conrad H. Effects of electric on solid state phase transformations in metals [J]. Materials Science and Engineering,2000, A287: 227~237
- [23] Koch C C. Experimental evidence for magnetic or electric field effects on phase transformations [J]. Materials Science and Engineering,2000, A287: 213~218
- [24] 杨钢,冯光宏.稳衡磁场对低碳锰铌钢 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的影响[J].钢铁研究学报,2000, 12(5): 31~35
- [25] Misra A K. A novel solidification technique of metals and alloys; under the influence of applied potential[J]. Metall Trans, 1985, 16A: 1354~1355
- [26] Conrad H. Influence of an electric or magnetic field on the liquid-solid transformation in materials and on the microstructure of the solid [J]. Materials Science and Engineering,2000, A287: 205~212
- [27] Choo W Y. Proc of inter sym on high performance steels for structural application [C]. Cleveland, USA, 1995. 117~121
- [28] 惠卫军,董瀚,王毛球,等.新一代1500MPa级耐延迟断裂高强度合金结构钢的研究[A].北京科技大学编.新一代钢铁材料重大基础研究论文集[C].2000. 260~267
- [29] Gleiter H. Nanocrystalline materials[J]. Prog in Mater Sci,1989, 33: 233~315
- [30] Valiev R Z, Kozlov E V, Ivanov Yu F, et al. Deformation behaviour of ultra-fine-grained [J]. Acta Metall Mater,1994, 42(7): 2467~2475
- [31] Popov A A, Pyshmintsev I Y, Demakov S L. Structural and mechanical properties of nanocrystalline titanium processed by severe plastic deformation [J]. Scripta Mater,1997, 37(7): 1089~1094
- [32] Valiev R Z, Krasilnikov N A, Tsenev N K. Mater Sci And Eng,1991, A137: 35
- [33] Valiev R Z, Korznikov A V, Mulyukov R R. Mater. Sci And Eng,1993, A168: 141
- [34] 冯淦,石连捷,卢柯.低碳钢超声喷丸表面纳米化的研究[J].金属学报,2000, 36(3): 300~303
- [35] 李景新,黄因云.纳米材料及其技术研究进展[J].材料导报,2001, 15(8): 29~31
- [36] Altenberger I, Scholtes B, Martin U, et al. Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 [J]. Materials Science and Engineering, 1999, A264: 1~16
- [37] Liu G, Lu J, Lu K. Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening [J]. Materials Science and Engineering,2000, A286: 91~95
- [38] Liu G, Wang S C, Lou X F, et al. Low carbon steel with nanostructured surface layer induced by high-energy shot peening [J]. Scripta Mater, 2001, 44(8/9): 1791~1795
- [39] 许云华,陈渝眉.冲击载荷下应变诱导高锰钢表层组织纳米化机制[J].金属学报,2001, 37(2): 165~170
- [40] Djahanbakhsh M, Lojkowski W, Kle G. Nanostructure formation and mechanical alloying in the wheel/rail contact area of high speed train in comparison with other

- synthesis routes[J]. *Materials Science Forum*, 2000, 360 (9): 175~182
- [41] Baumann G, Knothe K, Fecht H J. Comparison between nanophase formation during friction induced surface wear and mechanical attrition of a pearlitic steel [J]. *Nanostructured Materials*, 1996, 7(2): 237~244
- [42] 张福成, 张继明. 不锈钢与高锰钢闪光焊接熔合区组织[J]. *金属学报*, 2001, 37(7): 71~716
- [43] Zhang Fucheng, Hu Baitao. Formation of nanocrystalline during flash welding of 0Cr16Ni22Mo2Ti steel [J]. *Chinese Science Bulletin*, 2001, 46(3): 210
- [44] Belyakov A, Sakai T, Miura H, et al. Substructures and internal stresses developed under warm deformation of austenitic stainless steel [J]. *Scripta Mater*, 2000, 42 (4): 319~325
- [45] Salishev G. Nanocrystalline structure formation during severe plastic deformation in metals and their deformation behaviour [J]. *Nanocrystalline Materials*, 1995, (10): 913
- [46] Deryagin A I, Zavalishin A V, Sagaradze V V. Chromium-nickle steels obtained by strong plastic deformation [J]. *Nanostructured Materials*, 1998, 10 (3): 411~418
- [47] Zhu YT, Jiang H G, Huang JY, et al. A new route to bulk nanostructured metals [J]. *Metall Trans*, 2001, 32A: 1559
- [48] Borner I, Eckert J. Nanostructure formation and steady-state grain size of ball-milled iron powder materials science and engineering [J]. *Mater Sci & Eng*, 1997, A226-228: 541~545
- [49] Oleszak D, Matyja H. Nanocrystalline Fe-based alloy obtained by mechanical alloying [J]. *Nanostructured Materials*, 1995, (7): 425~428
- [50] 刘忠侠, 顾海登. 钢铁仍将是 21 世纪中国结构材料的支柱[J]. *钢铁*, 2001, 36(7): 68
- [51] 王仪康. 微合金钢回顾与展望[J]. *中国机械工程*, 2000, 2(2): 77

Advanced Ultrafine Technology of Microstructure of Iron and Steel

Chen Yunbo¹, Zhang Fucheng², Chu Zuoming¹, Zhang Jiming², Cao Guohua², Wu Yuping³
(1. *Beijing Research Institute of Mechanical and Electronic Technology, Beijing 100083, China*;
2. *College of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China*;
3. *Shandong Institute of Science and Technology, Taian, Shandong 271000, China*)

[Abstract] In this paper the research results of ultrafine technology of microstructure for iron and steel in recent years were summarized. The condition to be used for every ultrafine technology was also discussed. The research results by the authors were introduced.

[Key words] steel; materials; ultrafine