

管线钢的研究进展

高惠临¹, 张骁勇¹, 冯耀荣², 霍春勇², 吉玲康², 李为卫²

(1. 西安石油大学材料科学与工程学院, 西安 710065;

2. 中国石油天然气集团公司管材研究所, 西安 710065)

摘要: 根据材料的显微组织将管线钢分为四种类型, 即铁素体-珠光体管线钢、针状铁素体管线钢、贝氏体-马氏体管线钢和回火索氏体管线钢; 并以此为线索介绍了该四类管线钢的化学成分、显微组织和性能, 综述了管线钢的发展历程。

关键词: 管线钢; 铁素体-珠光体; 针状铁素体; 贝氏体-马氏体; 回火索氏体

中图分类号: TG142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1000-3738(2009)10-0001-04

Development and Current Situation of Pipeline Steels

GAO Hui-lin¹, ZHANG Xiao-yong¹, FENG Yao-rong², HUO Chun-yong², JI Ling-kang², LI Wei-wei²

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China;

2. Tubular Goods Research Center of CNPC, Xi'an 710065, China)

Abstract: There are four kinds of pipeline steels according to microstructure classification, i. e. ferrite-pearlite pipeline steel, acicular ferrite pipeline steel, bainite-martensite pipeline steel and tempered sorbite pipeline steel. The composition, microstructure and properties of four kinds of pipeline steels are analyzed, and the development of them are evaluated.

Key words: pipeline steel; ferrite-pearlite; acicular ferrite; bainite-martensite; tempered sorbite

0 引言

从某种意义上讲, 管线钢的发展过程实质上就是管线钢显微组织的演变过程。根据显微组织的不同, 可将管线钢分为四类^[1]: 即铁素体-珠光体(F-P)管线钢、针状铁素体(AF)管线钢、贝氏体-马氏体(B-M)管线钢和回火索氏体(S')管线钢。前三类管线钢为微合金化控制轧制和控制冷却状态(thermo-mechanical controlled process, TMCP)管线钢, 是现代油气管线的主流钢种; 第四类管线钢为淬火、回火状态(quench tempering, QT)管线钢, 由于这类管线钢难以进行大规模生产, 在使用上受到限制, 然而在俄罗斯等国和在海洋中管线等仍有使用。

铁素体-珠光体组织是第一代微合金化管线钢的主要组织形态, X70 及其以下级别的管线钢具有此种形态; 针状铁素体管线钢是第二代微合金化管

线钢, 强度级别可覆盖 X60~X100 管线钢; 近年来发展的超高强度管线钢 X100、X120 的显微组织为贝氏体-马氏体。作者以下主要按组织分类, 对不同管线钢的成分、组织及性能进行综述。

1 铁素体-珠光体管线钢

铁素体-珠光体组织是 20 世纪 60 年代以前开发的管线钢所具有的基本组织形态, X52 以及低于这种强度级别的管线钢均属于铁素体-珠光体钢。其基本成分是碳和锰, 通常碳含量(质量分数, 下同)为 0.10%~0.20%, 锰含量为 1.30%~1.70%, 一般采用热轧、正火热处理工艺生产。当强度要求较高时, 可取碳含量上限, 或再加入微量铌、钒元素。通常认为, 铁素体-珠光体管线钢具有晶粒尺寸约为 7 μm 的多边形铁素体(体积分数约 70%)。铁素体-珠光体管线钢的成本在管线钢中最低。

Pickering 等在低合金高强度钢的强韧性方面进行了大量研究^[2], 研究表明, 铁素体-珠光体管线钢中的珠光体含量是决定钢强度的主要因素, 而每增加 10%的珠光体, 将使韧脆转变温度(FATT)升

收稿日期: 2008-09-25; 修订日期: 2009-05-13

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50874090)

作者简介: 高惠临(1948—), 男, 湖北蕲春人, 教授, 博士生导师。

高 22 ℃。如要增加钢中珠光体含量,必然要提高钢的碳含量,这样势必会影响到管线钢的焊接性。因此,不能期望通过简单提高珠光体含量的方法来提高管线钢的强度,而应在降低碳含量的同时,通过其他手段,充分发挥钢中微合金元素细化晶粒和沉淀强化的作用。这就是少珠光体钢产生的背景。

少珠光体管线钢的典型合金体系有锰-铌、锰-钒、锰-铌-钒等。一般碳含量小于 0.10%,铌、钒、钛的总含量为 0.10%左右,代表钢种是 20 世纪 60 年代末的 X56、X60 和 X65 管线钢。这类钢突破了传统铁素体-珠光体管线钢热轧、正火的生产工艺,进入了微合金化钢控轧的生产阶段。20 世纪 60 年代中期,英国的钢铁研究人员对控制轧制工艺进行了系统的研究,在 70 年代以后将其大规模应用到管线钢生产上。实践表明,控轧工艺可生产出细晶粒钢,对于碳-锰系钢,晶粒尺寸最小为 6~7 μm;对于少珠光体钢,晶粒尺寸可细化至 4~5 μm。由于晶粒细化使钢的屈服强度每增加 15 MPa 的同时可导致韧脆转变温度下降 10 ℃,所以少珠光体钢可以获得较好的强韧性配合。通常认为,少珠光体管线钢应具有晶粒尺寸约为 5 μm 的多边形铁素体,且珠光体的体积分数约 10%。

除了晶粒细化以外,少珠光体钢在控轧过程中还产生铌、钒的氮碳化物第二相的沉淀强化。这种在铁素体基体上弥散析出的不可变形碳氮化物硬质点,可使强度增加高达 100 MPa。由于沉淀强化所导致的韧脆转变温度的升高小于固溶强化和位错强化所产生的,因而由铌、钒、钛等微合金元素引起的沉淀强化在管线钢中具有重要作用,特别是掌握了铌、钒、钛等碳氮化物在高温变形过程中的沉淀动力学与基体再结晶之间的关系后,少珠光体钢的强韧性水平取得了新的进展。目前已经生产出具有较高强韧性水平的 X70 级少珠光体管线钢。

常见的铁素体-珠光体(包括少珠光体)管线钢的成分设计见表 1^[3]。可以看出,X70 及以下强度级别的管线钢可通过碳-锰-铌-钒的成分设计,使钢的显微组织为铁素体-珠光体的组织形态。

2 针状铁素体管线钢

采用微合金化和控轧、控冷等强化手段生产的铁素体-珠光体管线钢,在保证高韧性和良好焊接性的条件下,可将规格 20 mm 宽厚板的屈服强度提高到 500~550 MPa 的水平。为进一步提高管线钢的

表 1 铁素体-珠光体管线钢的成分(质量分数)

Tab. 1 Composition of F-P pipeline steels(mass) %

API 钢级	主要成分范围
5LB	$\leq 0.20\text{C}, \leq 1.00\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, P_{\text{cm}}^{1)} \leq 0.16$
X42	$\leq 0.10\text{C}, \leq 1.00\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.050\text{Nb}, P_{\text{cm}} \leq 0.16$
X52 (酸性气体)	$\leq 0.05\text{C}, \leq 1.10\text{Mn}, \leq 0.003\text{S}, < 0.30\text{Si}, \leq 0.60(\text{Cu}+\text{Ni}+\text{Cr}), \leq 0.050\text{Nb}(\text{或} \leq 0.10(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.13$
X52	$\leq 0.10\text{C}, \leq 1.20\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.050\text{Nb}, P_{\text{cm}} \leq 0.17$
X60 (酸性气体)	$\leq 0.05\text{C}, \leq 1.20\text{Mn}, \leq 0.003\text{S}, < 0.30\text{Si}, \leq 0.70(\text{Cu}+\text{Ni}+\text{Cr}), \leq 0.065\text{Nb}(\text{或} \leq 0.12(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.15$
X60	$\leq 0.10\text{C}, \leq 1.50\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.06\text{Nb}(\text{或} \leq 0.12(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.23$
X65 (酸性气体)	$\leq 0.05\text{C}, \leq 1.35\text{Mn}, \leq 0.003\text{S}, < 0.30\text{Si}, \leq 0.70(\text{Cu}+\text{Ni}+\text{Cr}), \leq 0.065\text{Nb}(\text{或} \leq 0.15(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.15$
X65	$\leq 0.10\text{C}, \leq 1.65\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.065\text{Nb}(\text{或} \leq 0.15(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.23$
X70	$\leq 0.10\text{C}, \leq 1.65\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.065\text{Nb}(\text{或} \leq 0.15(\text{Nb}+\text{V})), P_{\text{cm}} \leq 0.20$

注:1) $P_{\text{cm}} = w(\text{C}) + w(\text{Si})/30 + w(\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr})/20 + w(\text{Ni})/60 + w(\text{Mo})/15 + w(\text{V})/10 + 5w(\text{B})$

强韧性,针状铁素体管线钢应运而生。通过微合金化和控轧、控冷,综合利用晶粒细化、微合金元素的析出相和位错亚结构的强化效应,可使管线钢达到 X100 钢的强韧性水平。

针状铁素体管线钢的研究始于 20 世纪 60 年代末,并于 20 世纪 70 年代初投入实际工业生产。在锰-铌系基础上发展起来了低碳锰-钒-铌系微合金管线钢,通过钒的加入,降低了相变温度以抑制块状铁素体的形成,促进针状铁素体的转变,并能提高碳氮化铌的沉淀强化效果,因而在提高钢强度的同时,降低韧脆转变温度。这种钒合金化技术已有近 40 a 的生产实践。近年来,另一种获取针状铁素体的高温工艺技术(high temperature process, HTP)正在兴起,它通过高钒合金化技术的应用,可在较高的轧制温度条件下获取针状铁素体。

针状铁素体是微合金化管线钢在控轧、控冷过程中,在稍高于上贝氏体温度范围,通过切变相变和扩散相变而形成的具有高密度位错的非等轴铁素体。针状铁素体这一定义是 Smith 在 1971 年提出的^[4]。之后,日本钢铁学会以及 Krauss 和 Bramfitt 等学者系统地研究了低碳、超低碳微合金钢在不同工艺条件下的显微组织^[5-7],提出了多边形铁素体(PF)、准多边形铁素体(QF)、粒状铁素体(GF)和贝氏体铁素体(BF)的组织分类。综合分析认为,在管线钢中的针状铁素体,其实质是粒状铁素体、贝氏体铁素体或粒状铁素体与贝氏体铁素体组成的复相组

织。由于针状铁素体概念的引入,曾一度使管线钢的组织描述发生混淆。近年来,随着对高强度管线钢的深入研究,针状铁素体的概念渐被淡化。由于粒状铁素体和贝氏体铁素体被认为是上贝氏体的非典型形态,因而近年来在有关的研究中^[8-9],针状铁素体常被退化为上贝氏体。同时,针状铁素体管线钢中的基体组织一般为粒状贝氏体,因而针状铁素体也称为粒状贝氏体。

管线钢中针状铁素体的主要显微特征:(1)板条是针状铁素体最显著的形态,若干板条平行排列构成板条束,板条界为小角度晶界,板条束界为大角度晶界,一般针状铁素体板条宽度为 $0.6\sim 1\ \mu\text{m}$;(2)相邻板条铁素体间分布有粒状或薄膜状的M/A组元;(3)板条内有高密度的位错。

与铁素体-珠光体和少珠光体管线钢相比,针状铁素体钢具有不同的强韧化方式。对管线钢断裂过程的观察表明,针状铁素体的解理断裂小裂面(断裂的组织单元)与针状铁素体束的大小相对应。可见,控制针状铁素体钢强韧性的关键因素是针状铁素体板条束尺寸。在控轧、控冷针状铁素体管线钢中,针状铁素体板条束的大小不但可以借助降低加热温度、变形量和终轧温度等控轧参数来控制,而且还可以通过改变冷却速率、终冷温度等控冷参数来进行控制。通过严格控制轧制和冷却条件,目前可控制板条束尺寸至 $1\sim 3\ \mu\text{m}$,因而使针状铁素体钢具有优良的强韧性。同时,奥氏体向针状铁素体的转变过程是一种共格切变过程,转变过程中局部地区位错缠结而形成具有较高位错密度($10^8\sim 10^9\ \text{cm}^{-2}$)的亚晶。由于体心立方结构层错能高,不易分解成扩散位错而发生交滑移,亚晶的位错具有很大的可动性,因而赋予材料良好的强韧性。同时,针状铁素体中的岛状组织或碳化物弥散细小,不易激发裂纹,并经常成为裂纹扩展的障碍。管线钢的生产表明,针状铁素体管线钢通过微合金化和控轧、控冷技术可综合利用固溶强化、细晶强化、微合金化元素的析出强化与亚结构的强化效应,使钢的屈服强度达 $700\sim 800\ \text{MPa}$, $-10\ ^\circ\text{C}$ 的冲击功达 $400\ \text{J}$ 以上。

除了高的强度和良好的韧性外,由于针状铁素体板条中存在着高密度的可移动位错,易于实现多滑移,因而针状铁素体钢具有连续的屈服行为和高的形变强化能力,这种特性可补偿和抵消因包申格效应所引起的强度损失,保证钢管的强度在成型过程中进一步得到提高。

在针状铁素体管线钢中,总伴有一定量的多边形铁素体,因而,针状铁素体管线钢也被称为针状铁素体-铁素体(AF-F)管线钢。钢中的多边形铁素体的含量对材料的强韧性有重要影响,文献^[10]的研究结果表明,当多边形铁素体体积分数为 15% 时,材料能得到强度和韧性的最佳组合。

常见的针状铁素体管线钢的化学成分设计见表2^[3]。可以看出,X70、X80强度级别的管线钢可通过碳-锰-钼-铌的成分设计,使钢的显微组织主要为针状铁素体。

表2 针状铁素体管线钢的成分(质量分数)

钢级	主要成分范围	%
X70	$\leq 0.06\text{C}, \leq 1.65\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.10\text{Nb}$ (或 $\leq 0.15(\text{Nb}+\text{Mo})$), $P_{\text{cm}} \leq 0.18$ (或 0.21)	
X80	$\leq 0.06\text{C}, < 1.70\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.10\text{Nb}, \text{Cu}, \text{Ni}, \text{Cr}, P_{\text{cm}} \leq 0.18$ $\leq 0.06\text{C}, < 1.70\text{Mn}, < 0.40\text{Si}, \leq 0.10\text{Nb}, \text{Cu}, \text{Ni}, \text{Mo}, P_{\text{cm}} \leq 0.21$	

3 贝氏体-马氏体管线钢

随着高压、大流量天然气管线钢的发展和对降低管线建设成本的追求,针状铁素体管线钢已不能满足要求。这时一种超高强度管线钢应运而生,其典型钢种为X100和X120^[11-15]管线钢。1988年日本SMI公司首先报导了X100的研究成果,X100钢管于2002年首次投入工程敷设。美国Exxon公司于1993年着手X120管线钢的研究,并于1996年与日本SMI公司和NSC公司联手,共同推进了X120钢的研究进程;2004年X120钢管首次投入工程敷设。

通过低碳、锰-钼-铜-镍-铌-钛的多元合金成分设计和先进的TMCP技术,X100管线钢可获得全部针状铁素体组织。虽然在X100管线钢的显微组织中仍有可能存在少量其他组织,但人们习惯称之为全针状铁素体钢,或全粒状贝氏体钢、退化上贝氏体钢。

从组织形态学上分析,如果说X100与X80等针状铁素体管线钢有较大的相似性,那么X120钢则有完全不同的组织形态,其典型显微组织为下贝氏体-板条马氏体。下贝氏体(LB)和马氏体(M)均以板条的形态分布,在下贝氏体的板条内分布着微小的具有六方点阵的 ϵ -碳化物,这些碳化物平行排列并与板条长轴呈 $55^\circ\sim 65^\circ$ 取向。在马氏体板条内的碳化物呈魏氏形态分布,板条间存在残余奥氏体。下贝氏体和马氏体板条内均有高密度的位错。

X120 管线钢的这种组织赋予它高的强韧性,其屈服强度大于 827 MPa, -30 °C 时冲击功超过 230 J。

贝氏体-马氏体管线钢在成分设计上选择了碳-锰-铜-镍-钼-铌-钒-钛-硼的最佳配合。这种合金设计思想充分利用了硼在相变动力学上的作用,加入微量的硼(0.000 5%~0.003 0%)可明显抑制铁素体在奥氏体晶界上形核,使铁素体转变曲线明显右移,同时使贝氏体转变曲线变得扁平,即使在超低碳(<0.003%)的情况下,通过在 TMCP 中降低终冷温度(<300 °C)和提高冷却速率(>20 °C·s⁻¹),也能够获得下贝氏体+马氏体组织。常见的贝氏体-马氏体管线钢的合金成分见表 3^[3]。

表 3 贝氏体-马氏体管线钢的成分(质量分数)

Tab. 3 Composition of B-M pipeline steels(mass) %

钢级	主要成分范围
X100	<0.06C, <2.0Mn, <0.40Si, <0.06Nb, Cu, Ni, Cr, Mo, V, P _{cm} ≤ 0.23
X120	<0.10C, <2.0Mn, <0.40Si, <0.06Nb, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B, P _{cm} ≤ 0.25

4 回火索氏体管线钢

从长远的发展看,未来的管线钢将要求具有更高的强韧性。如果控轧、控冷技术满足不了这种要求,可以采用淬火+回火的热处理工艺,通过形成回火索氏体组织来满足要求。回火索氏体钢可满足厚壁、高强度、高韧度的综合要求。

目前,有两种生产淬火+回火超高强度大口径钢管的方法,第一种采用经热处理的钢板制管,即管线钢在轧板厂热轧后直接淬火,然后高温回火,可获得良好的强韧性配合,此种方法曾在英国、加拿大进行过广泛的研究;第二种为对热轧板制造的钢管进行热处理,这种方法是由高强度无缝钢管生产工艺中演变出来的,一般使用感应加热和喷水淬火,适用于厚壁、高强韧性的情况,淬火+回火钢管曾采用水平位置或垂直位置的整体加热奥氏体化,但不适用于大批量生产,可行的方法是采用感应加热和步进喷雾淬火,并于 550~680 °C 炉子加热和感应回火。

由于热轧板比淬火回火钢板制管成型容易,同时高输入焊接脆化区可通过热处理过程得以消除或改善,所以在上述两种方法中,第二种方法具有更大的优越性。

5 结束语

目前,管线钢出现一个蓬勃发展的趋势。管线

钢发展的动力来自两个方面:其一是世界石油工业的发展。由于极地油气田、海上油气田和腐蚀环境油气田等恶劣环境油气田的开发,不仅要求管线钢具有高的强度,而且要求具有高的韧性、疲劳性能、抗断裂性能和耐腐蚀性能,同时还要求力学性能的改善不应当恶化钢的焊接性能和加工性能;其二是冶金技术的进步。自 1959 年微合金钢开始在油气管道工程中应用以来,国际上对微合金管线钢已进行了 50 多 a 的研究与生产。目前,管线钢的设计和生产过程由于采用了冶金数学、清洁生产、过程智能控制等高新科技,通过微合金化、超纯净冶炼和现代控轧、控冷技术,已能够提供超纯净度、超均匀性和超细晶粒的具有优良强韧特性的管道钢材。管线钢已成为低合金高强度钢和微合金化钢领域内最富有活力、最多研究成果的一个重要分支。

参考文献:

- [1] 高惠临. 管线钢——组织、性能、焊接行为[M]. 西安:陕西科学技术出版社,1995:38-47.
- [2] PICKERING F B. 微合金化低碳高强度钢[M]. 姚泽雄,译. 北京:冶金工业出版社,1982:25-30.
- [3] STALHEIM D G, BARNES K R, MCCUTCHEON D B. 高强度石油天然气管线钢的合金设计[C]. 付俊岩,刘清友,译. 北京:冶金工业出版社,2007:27-39.
- [4] SMITH Y E, COLDREN A P, CRYDERMAN. Toward Improved Ductility and Toughness[M]. Ann Arbor, MI: Climax Molybdenum Co., 1971:119-130.
- [5] ARAKI T. Atlas for Bainitic Microstructures Vol. 1[M]. Tokyo: The Iron and Steel Institute of Japan, 1992:1-5.
- [6] KRAUSS G, THOMPSON S W. Ferrite microstructure in continuously cooled low and ultralow carbon steels[J]. ISIJ Inter, 1995, 35:937-945.
- [7] BRAMFITT B L, SPEER J G. A perspective on the morphology of bainite[J]. Metal Trans A, 1990, 21:817-829.
- [8] OKAGUCHI S, HAMADA M, MAKINO H, et al. Seminar forum of X100/X120 grade high performance pipe steels[C]. Beijing: China National Petroleum Corporation, 2005:145-157.
- [9] KOO J Y, BANGARU N V R, LUTON M J. Seminar forum of X100/X120 grade high performance pipe steels[C]. Beijing: China National Petroleum Corporation, 2005:94-114.
- [10] 田村今男. 高强度低合金钢的控制轧制与控制冷却[M]. 王国栋,刘振宇,熊尚武,译. 北京:冶金工业出版社,1992:212-217.
- [11] SCHWINN V, ZAJAC S, FLUESS P. Seminar forum of X100/X120 grade high performance pipe steels[C]. Beijing: China National Petroleum Corporation, 2005:240-261.
- [12] HARA T, TSURU E, MORIMOTO H, et al. Seminar forum of X100/X120 grade high performance pipe steels[C]. Beijing: China National Petroleum Corporation, 2005:127-135.

(下转第 16 页)

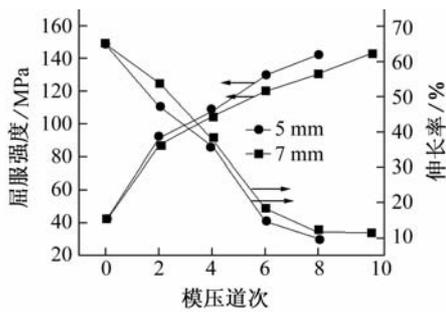


图5 不同模齿宽度下模压变形后纯铜力学性能随模压道次的变化曲线

Fig. 5 The relationship between mechanical properties of pure Cu and groove pressing passes of the specimens after groove pressing with different groove width

有效应变,随着模压道次的增加,有效应变不断增大,这就使得试样的强度和硬度不断增加;另外,随着模压道次的增加,试样的晶粒尺寸不断减小,根据Hall-Petch公式,可以认为晶粒尺寸的不断减小是模压变形后试样强度和硬度不断增加的又一个主要因素。从上面的分析还可以发现,模齿宽度对模压变形试样的强度和伸长率影响不大,只是模齿宽度5 mm 模具模压变形后的试样比模齿宽度7 mm 模具模压变形后的试样具有更大的硬度和稍低的强度和伸长率。这是因为模齿宽度对微观裂纹的产生具有很大的影响,随着模压道次的增加,在模齿宽度5 mm 模具中变形的试样从6道次时产生了表面裂纹,8道次时表面裂纹明显增加;而在模齿宽度7 mm 模具中变形的试样8道次时才产生表面裂纹,10道次时表面裂纹只是少量增加;而微观裂纹的产生会降低材料的强度和伸长率,因此,在模齿宽度7 mm 模具中模压变形后的试样具有稍高的伸长率和强度,而硬度只是衡量材料软硬程度的一种力学性能,微观裂纹的产生能使材料的硬度更大,因此,模齿宽度5 mm 模具模压变形后的试样硬度更高。

3 结 论

(1) 随着模压道次的增加,纯铜的晶粒不断细化;在模齿宽度为5 mm 和7 mm 的模具中分别经过8道次和10道次模压变形后,晶粒尺寸分别从原

始退火态的 $26.6 \mu\text{m}$ 减至到 $14.5 \mu\text{m}$ 和 $15.0 \mu\text{m}$;在模齿宽度为5 mm 的模具中模压变形后具有更好的晶粒细化效果和更快的细化速率。

(2) 纯铜在两种模齿宽度模具中模压变形后,硬度得到了很大的提高,在模齿宽度为5 mm 的模具中模压变形后纯铜的硬度比在模齿宽度为7 mm 的模具中模压变形后的硬度略高。

(3) 在两种模齿宽度模具中模压变形后,纯铜的屈服强度明显提高,并且随模压道次的增加逐渐增大,伸长率随模压道次的增加逐渐减小;模具模压变形后在两种宽度模齿纯铜的屈服强度和伸长率相差不多。

参考文献:

- [1] 郑志军,高岩. 块体纳米晶材料的大塑性变形制备技术[J]. 材料导报,2008,22(1):90-101.
- [2] 张继东,李才巨,朱心昆,等. 大塑性变形对纯铜力学性能的影响[J]. 云南冶金,2007,36(1):56-59.
- [3] VALIEV R Z. Nanomaterial advantage [J]. Nature, 2002, 419:887-888.
- [4] SHIN D H, PARK J J, KIM Y S, *et al.* Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum [J]. Materials Science and Engineering A,2002,328:98-103.
- [5] LEE J W, PARK J J. Numerical and experimental investigations of constrained groove pressing and rolling for grain refinement [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002,130/131:208-213.
- [6] KRISHNAIAH A, CHAKKINGAL U, VENUGOPAL P. Applicability of the groove pressing technique for grain refinement in commercial purity copper [J]. Materials Science and Engineering A,2005,410/411:337-340.
- [7] KRISHNAIAH A, CHAKKINGAL U, VENUGOPAL P. Production of ultrafine grain sizes in aluminium sheets by severe plastic deformation using the technique of groove pressing [J]. Scripta Materialia,2005,52:1229-1233.
- [8] 苏丽凤,彭开萍,肖林钢. 反复模压变形法细化 H62 黄铜的研究[J]. 机械工程材料,2007,31(7):15-18.
- [9] PENG K P, SU L F, SHAW L G, *et al.* Grain refinement and crack prevention in constrained groove pressing of two-phase Cu-Zn alloys [J]. Scripta Materialis,2007,56:987-990.
- [10] AVITZUR B. Metal Forming: Processes and Analysis [M]. New York: McGraw-Hill,1968.

(上接第4页)

- [13] HITOSHI A international 10.
- [14] HITOSHI A



常州仁成金属制品有限公司
15年专注
无缝钢管定制生产

用心打造每一根钢管,做无缝钢管定制技术的领导者
研发团队11人,为您的个性化需求提供整体解决方案

常州精密钢管博客网



官网: www.rcmetal.cn
官博: www.josen.net

gary: ASME, 2006:
of 7th international
08:1-8.