



析出相预处理对高强度螺栓显微组织和力学性能的影响

王 旭, 王 莹, 王 杨, 周 蕾
(南京钢铁股份有限公司 特钢事业部, 南京 210035)

摘 要:研究了不同热处理工艺对 $\phi 8$ mm的42CrMoVNb高强度螺栓钢的显微组织、力学性能以及延迟断裂性能的影响,比较了不同的淬火、回火及析出相控制处理工艺对该钢材的组织 and 性能的影响。实验结果表明,经过1 100、1 200 °C温度析出相控制处理的钢材,晶粒得到了有效细化,回火马氏体中碳化物析出量增多,有效提高了材料的强度与韧性。特别是在回火过程中,析出相控制处理对提高材料的抗拉强度和韧性有显著作用。延迟断裂试验结果表明,延迟断裂强度比(DFSR)随强度的增大而逐渐降低,42CrMoVNb钢均大于国标12.9级42CrMo钢的延迟断裂性能;经过析出相控制处理后的42CrMoVNb钢的延迟断裂强度比分别为0.77、0.76,延迟断裂性能明显优于相同强度等级下的常规淬回火处理后的42CrMoVNb钢,在14.9级强度等级下最佳工艺为1 100 °C析出相控制处理+940 °C淬火+595 °C回火。

关键词:42CrMoVNb钢;显微组织;力学性能;延迟断裂;析出相控制

DOI:10.20057/j.1003-8620.2025-00007 **中图分类号:**TG142

Effect of Precipitate Phase Pretreatment on Microstructure and Mechanical Properties of High-strength Bolts

Wang Xu, Wang Ying, Wang Yang, Zhou Lei
(Special Steel Division, Nanjing Iron & Steel Co., Ltd., Nanjing 210035, China)

Abstract: The effects of different heat treatment processes on the microstructure, mechanical properties and delayed fracture properties of $\phi 8$ mm 42CrMoVNb high strength bolt steel were studied, and the effects of different quenching, tempering and precipitation phase control processes on the microstructure and properties of the steel were compared. The experimental results showed that the grain size of steel after 1 100 °C and 1 200 °C temperature precipitation phase control treatment was effectively refined, and the amount of carbide precipitation in tempered martensite increased, which effectively improved the strength and toughness of the material. Particularly, during the tempering process, precipitate phase control treatment had a remarkable impact on enhancing the tensile strength and ductility of the material. The results of delayed fracture test showed that the delayed fracture strength ratio (DFSR) decreased gradually with the increase of strength, and the delayed fracture performance of 42CrMoVNb steel was higher than its 42CrMo steel of national standard 12.9 grade;. The delayed fracture strength ratios of 42CrMoVNb steel after precipitation phase control treatment were 0.77 and 0.76 respectively, the delayed fracture performance was significantly better than that of 42CrMoVNb steel after conventional quenching and tempering treatment at the same strength grade. The optimal process at the 14.9 strength grade was 1 100 °C precipitated phase control treatment + 940 °C quenching + 595 °C tempering.

Key Words: 42CrMoVNb Steel; Microstructure; Mechanical Properties; Delayed Fracture; Precipitate Phase Control

紧固件在各类机械构件中广泛应用,主要用于连接、密封和定位。随着社会经济以及制造业的快速发展,螺栓在日常生活以及工业的用量也不断提升,但由于各类工程建筑、机械制造、设备的不断大型化,机器功率以及转速的不断提高,螺栓类紧固件的服役条件也变得极苛刻,工作应力不断提高,特别是当高强度螺栓的抗拉强度超过1 200 MPa时,对螺栓的延迟断裂性能要求更高。

目前,高强度螺栓是汽车发动机不可或缺的定位紧固件,随着社会工业的发展,原有汽车、摩托车用螺栓已无法满足现代工业发展的需求,再者为进一步降低环境污染、能源消耗,需要通过降低螺栓自身的质量以减轻汽车自身重量,这就要求新一代螺栓具有体积小高强度的特点^[1-4]。螺栓的制造工艺通常包括原材料球化退火、冷拔、冷镦成型、调质处理、机加工、滚丝及表面磷化处理等环节。在酸

作者简介:王 旭(1981—),女,本科,工程师; **E-mail:** wangxu@njsteel.com.cn; **收稿日期:** 2025-01-12

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

洗、电镀等工艺过程中,环境中的氢易渗入钢材,在拉应力作用下形成应力集中,使氢向集中区聚集,进而引发延迟断裂。为防止此类问题,10.9级及以上高强度螺栓需在电镀后4 h内进行脱氢烘烤,或采用达可罗等其他表面处理方法^[5-6]。

对于高强度螺栓而言,在机加工过程中螺杆、六角头部以及螺纹根部等部位易引起应力集中,如这些应力集中的部分有氢的聚集则会加剧延迟断裂的发生,所以高强度螺栓的缺口半径,如螺栓根部尺寸、螺纹牙沟的形状以及螺栓头部的六角墩头等部位,对高强度螺栓的延迟断裂都有较大的影响,在生产过程中必须对这些形状进行严格的控制,以降低应力集中的程度^[7]。

本研究对42CrMoVNb高强度螺栓钢和国标42CrMo螺栓钢进行热处理,分析其显微组织、力学性能,探寻热处理工艺对显微组织和力学性能的影响。

1 实验材料和方法

1.1 实验材料

选用直径为8 mm的42CrMoVNb高强度螺栓钢盘条为研究对象,化学成分见表1。

表1 试验料42CrMoVNb的化学成分(质量分数)

Chemical composition of the experimental material 42CrMoVNb										%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	Al	
0.43	0.14	0.30	0.003	0.001	1.10	0.55	0.33	0.04	0.01	

1.2 热处理工艺设计

为了详细研究不同淬回火工艺和析出相控制工艺对原材料显微组织和力学性能的影响,将热处

理工艺分为以下两类,具体热处理工艺编号及参数见表2。首先进行淬火+回火试验,设置淬火温度为940 °C到960 °C,回火温度为480 °C到620 °C。后进行析出相控制处理+淬火+回火试验,在淬火前添加一道析出相控制处理,目的是使得Mo、V、Nb等微合金元素充分溶入奥氏体中,淬火后析出更均匀细小的第二相,钉扎晶界,使组织细化均匀。根据Mo、V、Nb等微合金元素在钢中的溶度积计算公式,析出相控制处理温度分别设定为1 100、1 200 °C,并在此温度下均保温45 min后空冷(AC)到室温,再随炉加热到940 °C保温45 min油冷,最后在595 °C下回火90 min。

结合试验数据以及工厂的实际情况,工厂采用Q-9工艺:940 °C保温45 min油淬,595 °C回火90 min空冷,同时,将Q-9工艺作为对比工艺,在此基础上进行析出相控制处理研究。

2 实验结果与分析

2.1 热处理工艺对显微组织的影响

图1为940、960 °C淬火态与1 100、1 200 °C析出相控制处理+940 °C淬火态试样的晶粒度,图1(a)为940 °C淬火态晶粒度,图1(b)为960 °C淬火态晶粒度,参照GB/T 6394—2002金属平均晶粒度测定法,测得940 °C淬火态的晶粒度为8.0级,960 °C的晶粒度为7.5级,由图1(a)(b)试样的晶粒大小可知,晶粒会随着奥氏体化温度升高而逐渐长大;图1(c)为1 100 °C析出相控制处理+940 °C淬火态的晶粒度(9.5级),图1(d)为1 200 °C析出相控制处理+940 °C淬火态的晶粒度(9.0级),结果表明,在940 °C淬火前添加一道1 100 °C析出相控制处理后,可使组织晶粒细化均匀。适当的析出相控制处理工艺可使

表2 42CrMoVNb钢热处理工艺参数

Table 2 Heat treatment process parameters of 42CrMoVNb steel

热处理方式	工艺编号	工艺参数
淬火+回火	Q-1	940 °C×45 min, OQ(油冷) 480 °C×60 min, AC
	Q-2	940 °C×45 min, OQ(油冷) 560 °C×60 min, AC
	Q-3	940 °C×45 min, OQ(油冷) 580 °C×60 min, AC
	Q-4	940 °C×45 min, OQ(油冷) 590 °C×60 min, AC
	Q-5	940 °C×45 min, OQ(油冷) 600 °C×60 min, AC
	Q-6	940 °C×45 min, OQ(油冷) 620 °C×60 min, AC
	Q-7	950 °C×45 min, OQ(油冷) 600 °C×60 min, AC
	Q-8	960 °C×45 min, OQ(油冷) 600 °C×60 min, AC
	Q-9	940 °C×45 min, OQ(油冷) 595 °C×90 min, AC
析出相控制处理+淬火+回火	A-1	1 100 °C×45 min, AC 940 °C×45 min, OQ(油冷) 595 °C×90 min, AC
	A-2	1 200 °C×45 min, AC 940 °C×45 min, OQ(油冷) 595 °C×90 min, AC

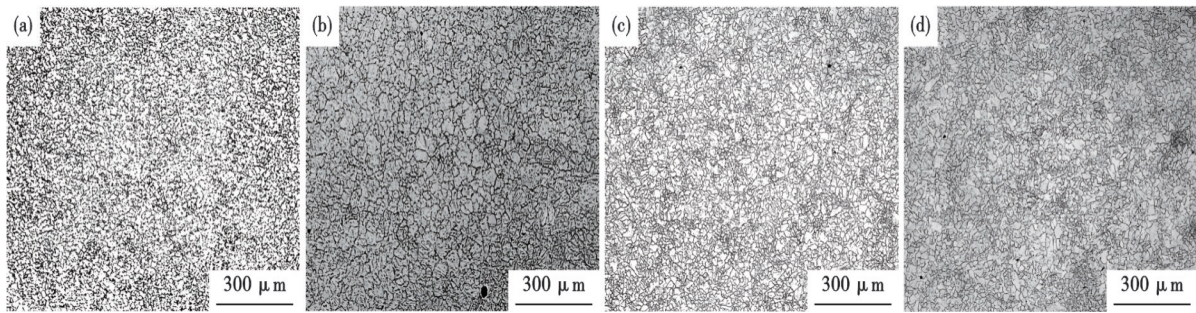


图1 淬火与析出相控制处理+淬火后 42CrMoVNb 钢晶粒度:(a)940 °C 淬火态,(b)960 °C 淬火态,(c)1 100 °C 析出相控制处理和 940 °C 淬火态,(d)1 200 °C 析出相控制处理和 940 °C 淬火态

Fig. 1 Grain size of 42CrMoVNb steel after quenching and precipitation phase control treatment : (a) 940 °C quenched condition, (b) 960 °C quenched condition, (c) 1 100 °C precipitation phase control treatment and 940 °C quenched condition, (d) 1 200 °C precipitation phase control treatment and 940 °C quenched condition.

晶粒细化,其晶粒变细的主要原因为:热轧态盘条经球化后,在 1 100、1 200 °C 保温时,试验料中难溶的 V、Nb 等微合金元素更多的溶解于奥氏体中,提高了奥氏体基体的合金度,在析出相控制处理冷却过程中合金碳化物(第二相颗粒)的析出量增多,从而在随后淬火加热时部分合金碳化物起钉扎晶界作用,阻碍晶粒长大,与此同时也有部分第二相在 940 °C 保温时再次溶解到奥氏体中。第二相颗粒在螺栓钢中除起到固溶强化作用外,还能有效的控制晶粒尺寸,以达到细化强化作用。在 42CrMoVNb 高强度螺栓钢中,主要是以 V(C、N)和 Nb(C、N)等第二相颗粒弥散分布在基体组织中,有效钉扎晶界,阻碍奥氏体晶粒的长大^[8-9]。

已知温度越高,合金元素固溶度也随之提升,AlN 越易溶入奥氏体中,此时阻碍晶粒长大的效果受到影响,根据 42CrMoVNb 的元素含量,使用 Jmatpro 软件计算可得,V(C、N)的溶解温度一般在 1 000 °C 左右,AlN 和 Nb(C、N)的溶解温度较高,一般在 1 100 °C 以上。结合图 1(a)、(c)、(d)的晶粒长大趋势可以发现,当析出相控制处理保温温度为 1 100、1 200 °C 时,第二相逐渐溶入奥氏体中,晶粒长大的驱动力大于第二相钉扎晶界的能力,部分未完全溶入奥氏体中 AlN 和 Nb(C、N)聚集长大即 Ostwald 熟化过程,严重粗化的第二相粒子减弱或丧失了钉扎晶界的作用,因此,晶粒开始快速长大并粗化,温度较高时出现混晶现象。若析出相控制处理保温温度为 1 000 °C 时,在一定的保温时间下,第二相有阻碍晶粒长大的作用,晶粒长大不明显。当超过这个保温时间时,细小的第二相逐渐溶解,部分第二相聚集长大,第二相的钉扎作用降低,晶粒开始长大。但随着晶粒的长大,晶界的曲率半径增

大,晶粒长大驱动力减小,奥氏体晶粒出现混晶现象,晶粒长大速率趋于平缓^[10]。

图 2 为 42CrMoVNb 高强度螺栓钢 940 °C 淬火态、940 °C 淬火 480 °C 回火、940 °C 淬火 600 °C 回火、1 200 °C 析出相控制处理+940 °C 淬火 595 °C 回火的金相组织。由图 2(a)可知,经 940 °C 淬火后的微观组织为板条马氏体以及极少的残余奥氏体,马氏体中的碳高度饱和且不稳定;在 940 °C 淬火 480 °C 与 600 °C 回火时(的显微组织如图 2(b)(c)所示,Fe₃C 逐渐从马氏体中析出,渗碳体颗粒逐渐粗化,原有的棒状或片状形态消失,并趋于球形。同时,铁素体晶粒也将发生等轴化。由图 2(c)可知,在 600 °C 回火时组织中碳化物的弥散程度高于 480 °C 回火的;由图 2(d)可以看出,在经析出相控制处理后再进行淬回火工艺,组织仍为典型的回火马氏体,由于析出相控制处理使得更多的 Mo、V、Nb 等微合金元素溶入基体,在冷却时产生弥散析出第二相颗粒,起到钉扎晶界的作用,所以,组织的容错度高于普通淬回火组织^[11]。

为了进一步观察不同热处理后回火马氏体的组织形态,对回火后的部分试样进行扫描电镜观察。图 3(a)为试验钢 940 °C 淬火 480 °C 回火的 SEM,图 3(b)为试验钢 940 °C 淬火 600 °C 回火的 SEM,比较图 3(a)(b)可以看出,在 480 °C 回火下,组织仍保留马氏体板条形态,而在 600 °C 回火时,马氏体组织已等轴化形成回火索氏体,同时马氏体晶界上弥散分布着很多碳化物颗粒;图 3(c)为试验钢 950 °C 淬火 600 °C 回火的 SEM,由理论可知淬火温度的提高可提升奥氏体基体的合金度,比较图 3(b)、(c)、(d)可知,在不同温度淬火同一回火温度回火以及添加析出相控制处理后,回火马氏体组织在

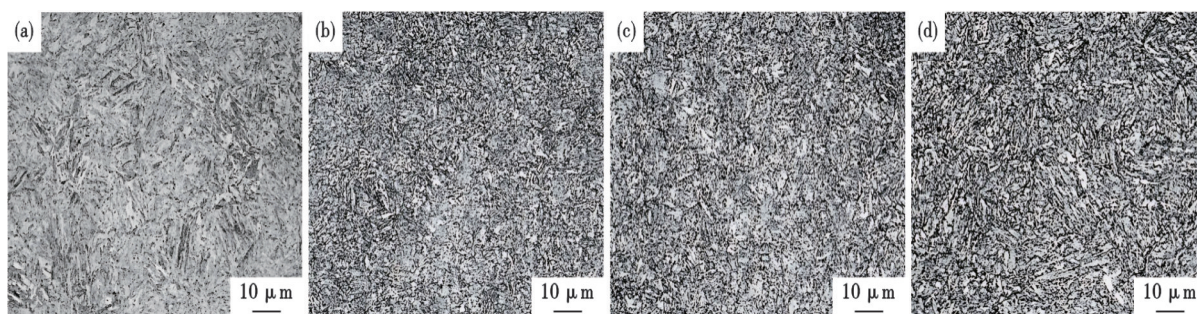


图2 热处理后42CrMoVNb钢的显微组织:(a)940 °C,淬火态;(b)940 °C,480 °C回火;(c)940 °C淬火,600 °C回火;(d)1 200 °C析出相控制处理+940 °C淬火,595 °C回火

Fig. 2 Microstructure of 42CrMoVNb steel after heat treatment : (a) 940 °C quenched condition; (b) 940 °C quenched + 480 °C tempered; (c) 940 °C quenched + 600 °C tempered; (d) 1 200 °C precipitation phase control treatment + 940 °C quenched + 595 °C tempered

扫描电镜下的差别不明显,均为回火马氏体组织^[12]。

图4分别为试验钢940 °C淬火、595 °C回火和1 100 °C析出相控制处理+940 °C淬火595 °C回火的TEM试验结果。由图4(a)、(b)可知,经940 °C淬火595 °C回火后析出的细小棒状、球状颗粒碳化物主要为V元素的碳化物,同时,组织中仍有Nb、Mo、Cr等元素所形成的MC相碳化物,与大尺寸的碳化物相比,除了少量的粗化球状颗粒外,940 °C淬火回火后的大多数MC相碳化物均为50~140 nm的片状结构,材料组织中还分布着一些相对粗大的球状颗粒,这些尺寸较大的球状颗粒为940 °C奥氏体化加热过程中未溶的MC相碳化物,在回火过程中进一步析出长大,因此,尺寸比较大。由图4(c)、(d)可知,经析出相控制处理后再淬回火可使析出MC相碳化物的尺寸进一步缩小约为35 nm。另外,材料中弥散分布的纳米级的MC相碳化物在回火过程中起到的二次硬化作用更强,可提高材料的强度^[13]。

2.2 热处理工艺对力学性能的影响

2.2.1 热处理工艺对强韧性的影响

图5为42CrMoVNb试验钢经1 100、1 200 °C析出相控制处理后,在940 °C淬火595 °C回火的力学性能,具体工艺参数见表2, A-1、A-2工艺所示,为了突出析出相控制处理对试验钢力学性能的影响,同时进行一组对比试验,即在940 °C保温45 min后,595 °C回火90 min(表2:Q-9工艺)。由图5可知,经1 100、1 200 °C析出相控制处理后,试样的强度与韧性均略高于直接940 °C淬回火的。由于试验钢中含有Mo、V、Nb等微合金元素,在更高的温度下才能充分溶于奥氏体基体中,经析出相控制处理后空冷到,析出的合金碳化物弥散分布在铁素体、珠光体基体中,从而在后续940 °C加热保温过程中细小而弥散分布的合金碳化物(第二相)钉扎晶界,阻碍晶粒长大,随着晶粒的细化,小幅度提高试样强度的同时,也提高试样的韧性^[9,14-15]。另外经1 200 °C析出相控制处理后试样的强度略低于经1 100 °C析

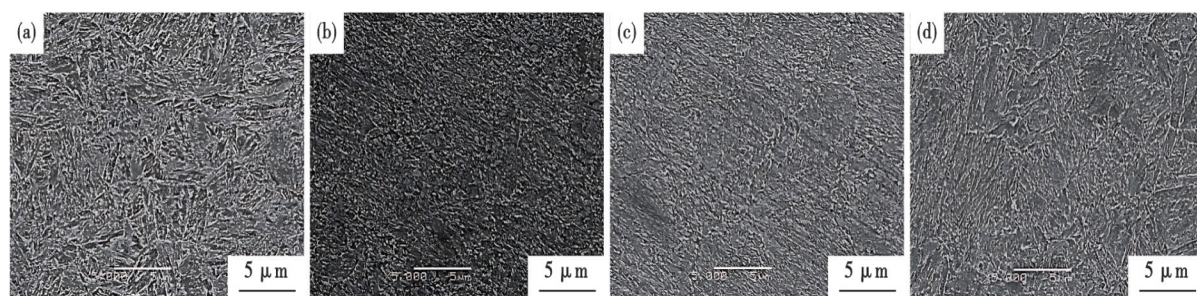


图3 热处理后42CrMoVNb钢的扫描电镜照片:(a)940 °C淬火,480 °C回火;(b)940 °C淬火,600 °C回火;(c)950 °C淬火,600 °C回火;(d)1 200 °C析出相控制处理和940 °C淬火,595 °C回火

Fig. 3 Scanning electron micrographs of 42CrMoVNb steel after heat treatment : (a) 940 °C quenched + 480 °C tempered; (b) 940 °C quenched + 600 °C tempered; (c) 950 °C quenched + 600 °C tempered; (d) 1 200 °C precipitation phase control treatment + 940 °C quenched + 595 °C tempered.

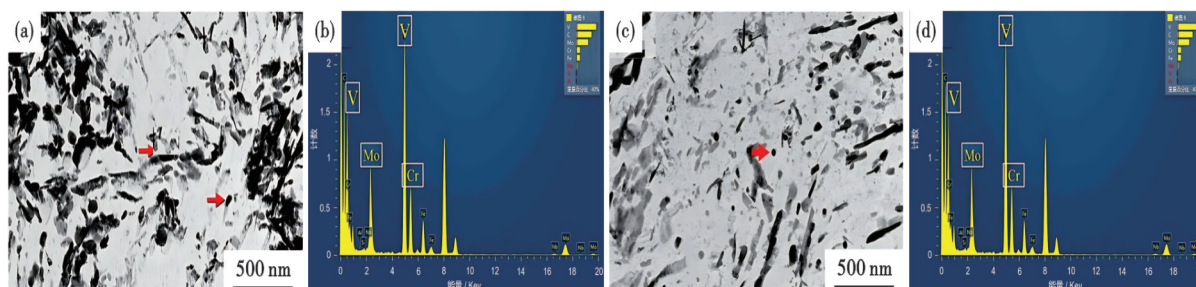


图 4 42CrMoVNB 透射电镜图:(a)940 °C 淬火,595 °C 回火;(b)图(a)中箭头能谱;(c)1 100 °C 析出相控制处理 940 °C 淬火,595 °C 回火;(d)图(c)中箭头能谱

Fig. 4 Transmission electron micrographs of 42CrMoVNB steel : (a) 940 °C quenched + 595 °C tempered; (b) energy spectrum analysis of the arrow in (a); (c) 1 100 °C precipitation phase control treatment + 940 °C quenched + 595 °C tempered; (d) energy spectrum analysis of the arrow in (c).

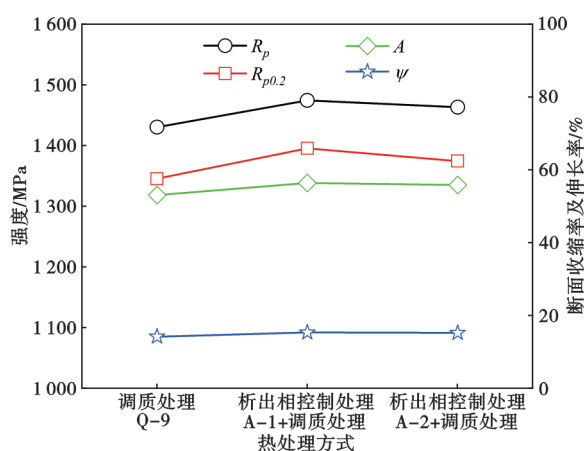


图 5 42CrMoVNB 试验钢析出相控制处理后淬回火力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of the experimental steel after precipitation phase control treatment and quenching-tempering

出相控制处理的,这是由于在 1 200 °C 析出相控制处理后原奥氏体晶粒比在 1 100 °C 析出相控制处理的粗大,合金碳化物对晶界的钉扎作用低于高温下晶粒的粗化,所以,经 1 200 °C 析出相控制处理后试样的强度略微降低^[16]。

2.2.3 热处理对拉伸断口的影响

图 6(a)、(b)、(c)、(d)为 Q-4 工艺(940 °C×40 min OQ, 590 °C×60 min AC)的光滑拉伸断口形貌,图 6 (e)、(f)、(g)、(h)为 A-2 工艺(1 200 °C×45 min AC + 940 °C×45 min OQ, 595 °C×90 min AC)的拉伸断口形貌。由图 6(a)和(e)可观测到光滑拉伸断口的三个典型区域^[17]:纤维区、扩展区、剪切唇;由图 6(a) (e)可知,经不同热处理后,试验钢的裂纹起始源均位于试样中心的纤维区;剪切唇主要为断口的外边缘,区域面积较小;扩展区位于纤维区与剪切唇之间,该区域面积较大,呈现放射状花样并与裂纹扩

展方向一致逆指向裂纹源区。图 6(b)和(f)均为两热处理工艺后断口纤维区形貌,可发现在 940 °C 淬回火后的微孔比 1 200 °C 析出相控制处理后淬回火的多,微孔主要是材料中心部位的夹杂物或强化质点在拉应力的作用下自身断裂,与基体界面脱离形成,微孔不断聚合长大形成微裂纹^[18-19]。图 6(c)(g)均为扩展区形貌,图中较为突出的形貌为河流花样,准解理形貌,是典型的脆性断裂特征,同时存在少量韧窝。图 6(d)(h)为两热处理工艺剪切唇形貌,这一区域所占面积较小,均为脆性解理断裂,整体的断口的断裂机制为韧性断裂^[20]。

2.3 热处理工艺对延迟断裂的影响

通过不同的淬回火工艺将 42CrMoVNB 高强度螺栓钢调整到不同强度级别,以不同强度级别的恒载荷延迟断裂试样作为研究对象,研究不同强度级别下试验钢的延迟断裂性能,同时,为了突出析出相控制处理工艺对试验钢延迟断裂性能的影响,将 Q-9 工艺作为对比工艺。采用延迟断裂强度比(DFSR)来表征材料的氢脆敏感性,该值越大说明材料的耐延迟断裂性能越好。由 Q-4 工艺 1 500 MPa 强度级别的恒载荷延迟断裂试验结果可知,缺口抗拉强度 σ_{NCO} 为 2 738 MPa;当载荷为 1 200 MPa 时,在规定时间内试样不会发生断裂,但当载荷加到 1 750 MPa 时,在规定时间内有通过的也有不通过的,即 $\sigma_f=1 700$ MPa。当载荷进一步提高到 1 800 MPa 时,试样在 100 h 以内均发生断裂全部不通过,则 $\sigma_n=1 750$ MPa,即临界断裂应力 σ_{NC} 为 1 725 MPa,恒载荷延迟断裂强度比为 0.63,具体数据见表 3。

$$\sigma_{NC} = (\sigma_f + \sigma_n) / 2 = (1 750 + 1 700) / 2 = 1 725 \quad (1)$$

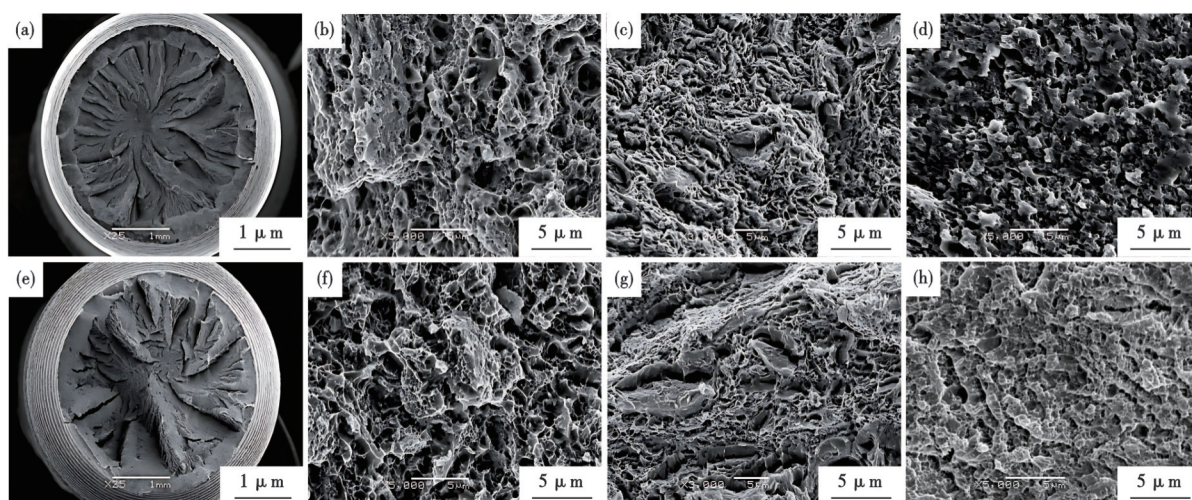


图 6 42CrMoVNB 光滑拉伸断口形貌:(a)(e)断口整体形貌;(b)(f)纤维区形貌;(c)(g)扩展区形貌;(d)(h)剪切唇

Fig. 6 Fracture morphology of smooth tensile specimens : (a)(e) overall fracture morphology; (b)(f) fiber zone morphology; (c)(g) crack propagation zone morphology; (d)(h) shear lip

$$DFSR = \frac{\sigma_{NC}}{\sigma_{NCO}} \times 100\% = \frac{1\ 725}{2\ 738} = 0.63 \quad (2)$$

表 3 42CrMoVNB 钢 Q-4 工艺恒载荷延迟断裂试验数据
Table 3 Constant load delayed fracture test data of 42CrMoVNB steel Q-4 process

Q-4 工艺试样编号	应力 /MPa	拉力 /N	时间 /min	是否通过
1	1 200	9 057.212	6 000	通过
2	1 400	10 553.12	6 000	通过
3	1 500	11 285.02	6 000	通过
4	1 600	11 514.22	6 000	通过
5	1 700	12 282.41	6 000	通过
7	1 750	12 987.8	6 000	通过
8	1 750	13 157.35	110	断
9	1 800	13 202.89	86	断
10	1 950	13 783.74	49	断
11	2 100	15 656.42	45	断

由 Q-9 工艺 1 400 MPa 强度级别下的恒载荷延迟断裂试验结果知,缺口抗拉强度 σ_{NCO} 为 2 480 MPa; 加载应力为 1 750 MPa 时,恒载荷拉伸时间均超过 100 h,但当应力进一步升至 1 800 MPa 时,恒载荷时间仅为 5 210 min,与规定 100 h 差距较大,视为不通过。即在规定的时间内不发生断裂的最大应力 σ_n 为 1 750 MPa,发生断裂的最小应力 σ_f 为 1 750 MPa,临界断裂应力 σ_{NC} 为 1 750 MPa,恒载荷延迟断裂强度比为 0.7,具体数据见表 4。

表 5 为 42CrMoVNB 高强度螺栓钢不同强度级别的延迟断裂性能,比较 Q-4、Q-5、Q-6 工艺试验数据可知,随着强度级别的降低,延迟断裂强度比由

表 4 42CrMoVNB 钢 Q-9 工艺恒载荷延迟断裂试验数据
Table 4 Constant load delayed fracture test data of 42CrMoVNB steel Q-9 process

Q-9 工艺试样编号	应力 /MPa	力 /N	时间 /min	是否通过
1	1 400	9 953.13	6 000	通过
2	1 500	1 084.11	6 000	通过
3	1 600	11 015.25	6 000	通过
4	1 700	11 944.6	6 000	通过
5	1 750	12 386.5	6 000	通过
6	1 750	12 254.84	6 000	通过
7	1 800	13 013.48	5 210	断
8	1 800	13 858.89	2 862	断

0.64 逐渐提升到 0.87,即氢致延迟断裂敏感性随着强度级别的下降而减小。比较 Q-9、A-1、A-2 三组工艺试验数据可知,经析出相控制处理后其抗拉强度比同为 14.9 级强度水平的 Q-9 工艺高,且 A-1、A-2 两工艺的缺口抗拉强度分别为 2 541、2 503 MPa 也均高于 Q-9 工艺,延迟断裂强度比分别为 0.76 和 0.77 比 Q-9 工艺的 0.71 高,即经析出相控制处理后,不仅提高了试验钢的力学性能,还使得试验钢的延迟断裂性能保持在一个较高的水平。经对比,在 14.9 强度等级下,A-1 较 A-2 工艺,抗拉强度和缺口抗拉强度更高,延迟断裂强度比略低,故 A-1 工艺最佳。

图 7 展示了试验钢延迟断裂强度比(DFSR)随抗拉强度的变化趋势,对比钢(42CrMo)的 DFSR 数据来源于文献^[18]。结果表明,在所研究的强度范围内,试验钢和 42CrMo 钢的 DFSR 均随强度提升而降低,1 200 MPa 强度级别下的 42CrMo 试样 DFSR 为

表 5 42CrMoVNb 高强度钢不同强度级别延迟断裂性能
Table 5 Delayed fracture performance of 42CrMoVNb high-strength steel at different strength levels

工艺编号	抗拉强度/MPa	缺口抗拉强度/ MPa	延迟断裂强度 比
Q-4	1 510	2 738	0.63
Q-5	1 420	2 442	0.77
Q-6	1 316	2 202	0.87
Q-9	1 430	2 480	0.71
A-1	1 474	2 541	0.76
A-2	1 463	2 503	0.77

0.61, 1 500 MPa 强度级别下的 42CrMoVNb 试样 DFSR 为 0.64, 结果表明, 在相同强度下, 42CrMoVNb 钢的 DFSR 优于 42CrMo 钢。在实际工业生产中, 42CrMo 钢通常不会被调整至 1 400 MPa 或 1 500 MPa 强度级别使用, 所以, 只能在 12.9 级强度级别下, 将 42CrMo 钢的延迟断裂强度比与 42CrMoVNb 钢进行比较。由图 7 可知, 12.9 级 42CrMo 钢的 DFSR 为 0.60, 而 42CrMoVNb 钢在 1 400、1 500 MPa 强度级别的延迟断裂强度比分别为 0.77、0.64, 均大于国标 12.9 级 42CrMo 钢的延迟断裂性能, 表明其耐延迟断裂性能优于 12.9 级 42CrMo 钢螺栓。经过析出相控制处理后, 42CrMoVNb 钢的强度和延迟断裂性能均有所提升。

3 结论

通过不同热处理工艺对 42CrMoVNb 高强度螺栓钢进行显微组织和力学性能的综合分析, 研究了淬回火工艺、奥氏体化温度和析出相控制处理对材料性能的影响。主要结论如下:

1) 不同热处理工艺对 42CrMoVNb 钢的晶粒度和组织形态有显著影响。随着奥氏体化温度的升高, 晶粒尺寸逐渐增大, 而在析出相控制处理 (1 100、1 200 °C) 下, 显微组织得到显著细化, 细小的碳化物颗粒在奥氏体基体中均匀分布, 有效阻碍了晶粒长大, 起到了钉扎晶界的作用。

2) 通过析出相控制处理, 不仅提高了材料的强

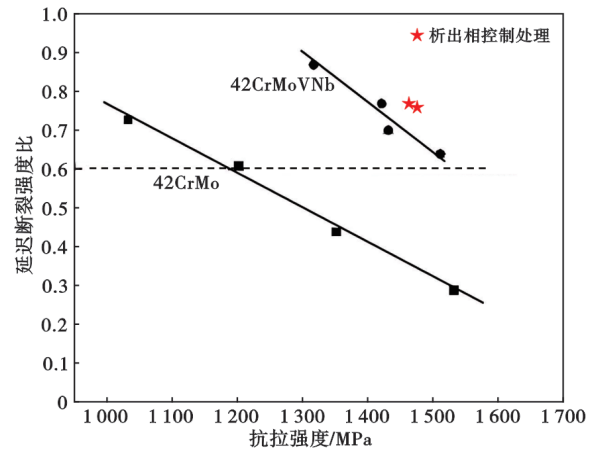


图 7 试验钢延迟断裂强度比随抗拉强度的变化
Fig. 7 Variation of delayed fracture strength ratio of experimental steel with tensile strength

度, 还改善了韧性和延迟断裂性能。相比传统的 940 °C 淬回火工艺, 经析出相控制处理后, 试样的强度略有提高, 且在强韧性之间取得了更好的平衡。尤其是在 1 200 °C 析出相控制处理后的材料, 其力学性能优于未经处理的对照样品。

3) 不同强度级别下, 延迟断裂强度比 (DFSR) 与抗拉强度呈负相关, 表明随着材料强度的提高, 材料的氢脆敏感性也有所增加。与 42CrMo 钢相比, 42CrMoVNb 钢在相同强度级别下表现出更好的延迟断裂性能。在 1 100 °C × 45 min, AC 940 °C × 45 min, OQ 595 °C × 90 min, AC、1 200 °C × 45 min, AC 940 °C × 45 min, OQ 595 °C × 90 min, AC 析出相控制处理工艺下, 延迟断裂强度比分别为 0.77、0.76, 较相同强度等级下使用常规淬回火工艺处理的试验钢更好, 表明析出相控制处理不仅提高了材料的强度, 还有效改善了其延迟断裂性能。

4) 42CrMoVNb 钢在 14.9 强度等级下最佳工艺为 1 100 °C 正火 + 940 °C 淬火 + 595 °C 回火, 抗拉强度、屈服强度、断后伸长率、断面收缩率、延迟断裂强度比分别为 1 474、1 395 MPa、15.28%、56.31%、0.76。

参考文献

- [1] 惠卫军, 董瀚, 翁宇庆. 高强度螺栓钢的发展动向[J]. 机械工程材料, 2002, 26(11): 1-4.
- [2] Kuduzović A, Poletti M C, Sommitsch C, et al. Investigations into the delayed fracture susceptibility of 34CrNiMo6 steel, and the opportunities for its application in ultra-high-strength bolts and fasteners [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 590: 66-73.
- [3] 刘雷, 李培耀. 高强度螺栓材料的研究现状与趋势[J]. 上海工程技术大学学报, 2010, 24(2): 173-179.
- [4] 姜周华, 龚伟, 王承, 等. 超高强度钢高纯净熔炼技术[J]. 航空材料学报, 2017, 37(6): 7-15.
- [5] 陈华锋. 高强度螺栓氢脆断裂失效的表征研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2009.
- [6] 方栋, 陈继志. 高强度螺栓螺纹根部应力集中的有限元分析

- [J]. 材料开发与应用, 2007, 22(2): 37-39.
- [7] 吴湘斌, 吴昌玲. 国内外紧固件工业及紧固件用钢现状与发展趋势[J]. 安徽冶金, 2002(3): 25-29.
- [8] 胡鹏天, 石永久, 王元清. 12.9级及以上高强度螺栓研发及其工程应用研究[C]. 北京: 全国现代结构工程学术研讨会暨全国索结构技术交流会, 2012.
- [9] 亓海全, 雍岐龙, 雍兮, 等. 0.02~0.05Ti微合金化钢中Ti(C, N)的Ostwald熟化规律[J]. 特殊钢, 2010, 31(1): 4-5.
- [10] 丁丽娟, 李铸铁, 王军庆, 等. 热处理工艺对Cr-Mo-(V)型轴承钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 2019, 44(6): 141-145.
- [11] Yang Z G, Zhang J M, Li S X, et al. Fatigue behavior of fine-grained high strength steel 42CrMoVNb[J]. Acta Metallurgica Sinica -Chinese Edition, 2004, 40(4): 367-372.
- [12] 刘祥, 杜群力, 李新. 加热工艺对Nb-Ti微合金钢奥氏体晶粒长大的影响[J]. 钢铁, 2019, 54(9): 116-120+131.
- [13] Zhang C L, Liu Y Z, Jiang C, et al. Effects of niobium and vanadium on hydrogen-induced delayed fracture in high strength spring steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2011, 18(6): 49-53.
- [14] 黄辉辉. Ti-Nb-Mo复合微合金化铁素体钢第二相析出行为及强化机理研究[D]. 武汉: 武汉科技大学, 2018.
- [15] Zhang S Q, Huang Y H, Sun B T, et al. Effect of Nb on hydrogen-induced delayed fracture in high strength hot stamping steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 626: 136-143.
- [16] Li X F, Wang Y F, Zhang P, et al. Effect of pre-strain on hydrogen embrittlement of high strength steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 616: 116-122.
- [17] 汪杨鑫, 赵秀明, 毛向阳, 等. SCr420H钢奥氏体晶粒长大动力学[J]. 钢铁, 2018, 53(7): 80-84+104.
- [18] 惠卫军, 董瀚, 王毛球, 等. 1300 MPa级高强度螺栓钢[J]. 钢铁, 2002, 37(3): 37-42.
- [19] Michler T, Naumann J. Microstructural aspects upon hydrogen environment embrittlement of various bcc steels[J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2010, 35(2): 821-832.
- [20] 燕友增, 孙宏飞, 高鹏, 等. 42CrMoVNb高强度螺栓钢的热处理研究[J]. 新材料产业, 2011(3): 75-77.