DOI:10.11951/j.issn.1005-0299.20170434

时效处理对 NiW750 高密度合金组织与性能的影响

刘冠旗[1],王春旭[1],刘少尊[1],厉 勇[1],谭成文[2],刘志超[2]

(1.钢铁研究总院 特殊钢研究所,北京 100081;2.北京理工大学 材料科学与工程学院,北京 100081)

摘 要:基于面心立方结构及细小弥散强化相原理,本文设计了一种新型高密度合金 NiW750.将 NiW750 合金经不同温度时效处理后,测试其准静态力学性能,并用分离式 Hopkinson 压杆实验(SHPB)测试材料在动态加载条件下的性能,利用 SEM、TEM 对微观组织进行观察,同时测试组织的显微硬度.结果表明:在 650~900 ℃范围内,随着时效温度的升高,合金的强度先升高,而后降低,韧性变化则相反.在 750 ℃时效后其性能具有最佳配合.在动态加载条件下,合金存在应变率硬化效应,材料发生协同变形,试样内部形成绝热剪切带;而 750 ℃时效后合金硬度升高,变形带周围应力更集中,在应变率为 6 800 s^{-1} 下试样出现断裂.

关键词:高密度合金;面心立方;时效处理;力学性能;动态加载;绝热剪切带

中图分类号:TG146.4 **文献标志码**:A **文章编号**:1005-0299(2019)02-0036-08

Effect of aging treatment on microstructure and properties of a new high density alloy NiW750

LIU Guanqi[1], WANG Chunxu[1], LIU Shaozun[1], LI Yong[1], TAN Chengwen[2], LIU Zhichao[2]

(1. Special Steel Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;
2. School of Material Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: A new high density alloy NiW750 is developed in this study, which is based on faced-center cubic structure and strengthened by a fine and dispersed phase. After aging at different temperatures, the quasi-static mechanical property of the alloy was tested, and the material characteristics under dynamic loading were investigated using the split Hopkinson pressure bar (SHPB) test. SEM and TEM were used to observe their microstructures, and the hardness of the microstructure was also tested. The results showed that in the range of 650 ~ 900 ℃, with the increase of aging temperature, the strength of the alloy increased at first, and then decreased obviously, while the change of toughness was the opposite. The alloy had the best performance after aging at 750 ℃. Under the condition of dynamic loading, the alloy showed obvious strain rate hardening effect, and adiabatic shear bands were formed within the sample. Furthermore, the collaborative deformation was observed between the deformation bands and the matrix. The hardness of the alloy was also higher after aging at 750 ℃, and the stress in the deformation zone was more concentrated, which led to the adiabatic shear fracture at the strain rate of 6 800 s^{-1}.

Keywords: high density alloy; faced-center cubic; aging treatment; mechanical properties; dynamic loading; adiabatic shear bands

导弹毁伤目标的专用装置,通常称之为战斗部,它是导弹结构的重要组成部分[1].战斗部可以分为很多种,本文研究的是穿爆型战斗部,其结构可以简化为空心壳体,这类材料在应用过程中要求实现深侵彻且不发生明显塑性变形及破坏.

收稿日期:2017-12-16. **网络出版日期**:2018-03-20.
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2016YFB0300104).
作者简介:刘冠旗(1992—),男,硕士研究生.
通信作者:王春旭,E-mail:wangchunxu@nercast.com
期刊网址:http://hit.alljournals.cn/mst_cn/ch/index.aspx

这就要求材料具有良好的强度、塑韧性、密度及动态性能的配合.

目前穿爆型战斗部材料主要有两种. 一种是高密度钨合金. 它以钨为基体,同时加入镍、铁、铜、钴、锰等,其中几种合金元素,具有高密度(约 16 ~ 19 g/cm^3)、熔点高、强韧性适中、临界剪切应变率较高、良好的导热性等优异性能[2-4]. 近年来,国内外研究人员对钨合金性能的提升做了大量工作:优化合金成分、探索新的粉末冶金技术、发展先进的烧结方法以及烧结前预变形加工等[5-11]. 对于典型钨合金 93WNiFe,在保证一定塑性的前提下,其抗拉强度可以达到 1 300 MPa 左右[12]. 但其微观组织由钨颗粒(体心立方(BCC)结构)和粘结相(面心立方(FCC)结构)两相组成,相间界面结合力有限,这在一定程度上限制了合金性能的提升. 另一种常用材料是超高强度钢,典型钢种为 G50 钢,其微观组织主要为板条马氏体,属于体心立方(BCC)结构. 其力学性能较好(抗拉强度约 1 800 MPa[13-14]),但密度较低,难以获得高的侵彻能量,且由于其滑移系少,在变形过程中易导致应力集中,因此,临界破坏速率较低,易发生绝热剪切断裂,难以满足使用条件对材料提出的更高要求.

目前该领域对面心立方(FCC)结构合金研究很少,而面心立方有滑移系多、易变形、强化方式多样等诸多优点,充分挖掘 FCC 结构的优点,可以为战斗部用材发展提供更广阔的思路. 为此,本文基于面心立方结构和时效析出细小弥散强化相的原理设计出一种新型高密度合金,并研究不同时效温度对合金性能与组织的影响,同时总结了动态加载下其绝热剪切带的特征.

1　实　验

1.1　实验材料

钨合金拥有较高的密度与强度,因此,本文将钨作为固溶强化相,同时由于钨在镍中的固溶度较高,将镍作为固溶体基体,根据相关研究经验,拟添加 Ta、Co 元素,促进合金中强化相的形成,提高合金的综合性能. 合金的化学成分为(质量分数):57% Ni, 37% W,5% Co,1% Ta. 将该合金定义为 NiW750 高密度合金.

1.2　实验方法

合金经过真空炉熔炼,得到直径 85 mm 的圆棒,而后在 1 180 ℃经过两次锻造,得到直径为 20 mm的圆柱体毛坯,从该毛坯上取样进行热处理实验. 采用时效处理,时效温度为 650、700、750、800、850、900 ℃,时效时间 5 h,冷却方式为空冷. 设置空白组(未时效试样)进行对比. 热处理后进行静态力学实验,拉伸应变速率为 $5 \times 10^{-4}\ s^{-1}$,冲击采用夏比摆锤实验,缺口为“U”型. 而后在室温下进行分离式 Hopkinson 压杆(SHPB)实验,取样加工成尺寸为 Φ4 mm × 4 mm 的试样,控制应变率在 1 500 ~ 7 000 s^{-1}. 采用 ZEISS – 40MAT 倒置型光学显微镜(OM),HITACHI – S4300 冷场发射扫描电镜(SEM)观察试样微观组织形貌,采用 FEI Tecnai G2 F20 透射电镜(TEM)观察微结构,采用 FM300 型数字显微硬度计测试基体与绝热剪切带的硬度.

2　结果及分析

2.1　静态性能

该高密度合金经过不同热处理制度后的力学性能如图 1 所示,可以看出,随着时效温度的升高,合金的抗拉强度先增高后降低,在 750 ℃时达到峰值 1 746 MPa,韧性值 *Aku* 基本呈先降低后升高趋势,在 750 ℃至最低值,但仍有 113 J/cm^2,断后伸长率(A)和断面收缩率(Z)也呈先降低后升高趋势. 试样的硬度先升高后降低,其值与抗拉强度存在基本对应关系,在 750 ℃达到峰值 HRC48. 此外,试样在 900 ℃时效后,各项数据变化特别显著,推测材料在 900 ℃时微观组织发生了明显改变.

将 NiW750 合金与 G50 钢,钨合金 93WNiFe 性能进行对比,结果如表 1 所示,可以看到合金的密度(ρ)为 11.4 g/cm^3,比传统超高强度钢高出 40%以上. 高的密度保证了该种合金在高速冲击过程中获得高的侵彻能量,满足其应用需求. 而在力学性能方面,NiW750 合金未时效试样力学性能就优于钨合金 93WNiFe,其中抗拉强度高出 11.6%,韧性值 *Aku* 更是高出一个数量级. 合金经过 750 ℃ ×5 h 时效处理后抗拉强度进一步提高(提高 21.7%),韧性值 *Aku* 下降,但仍高出钨合金 100 J/cm^2. G50 的强度最高,但韧性比 NiW750 合金差. 综合考虑密度和强度因素,NiW750 合金比其他两种材料具有更好的性能配合,时效处理使其强度进一步提高.

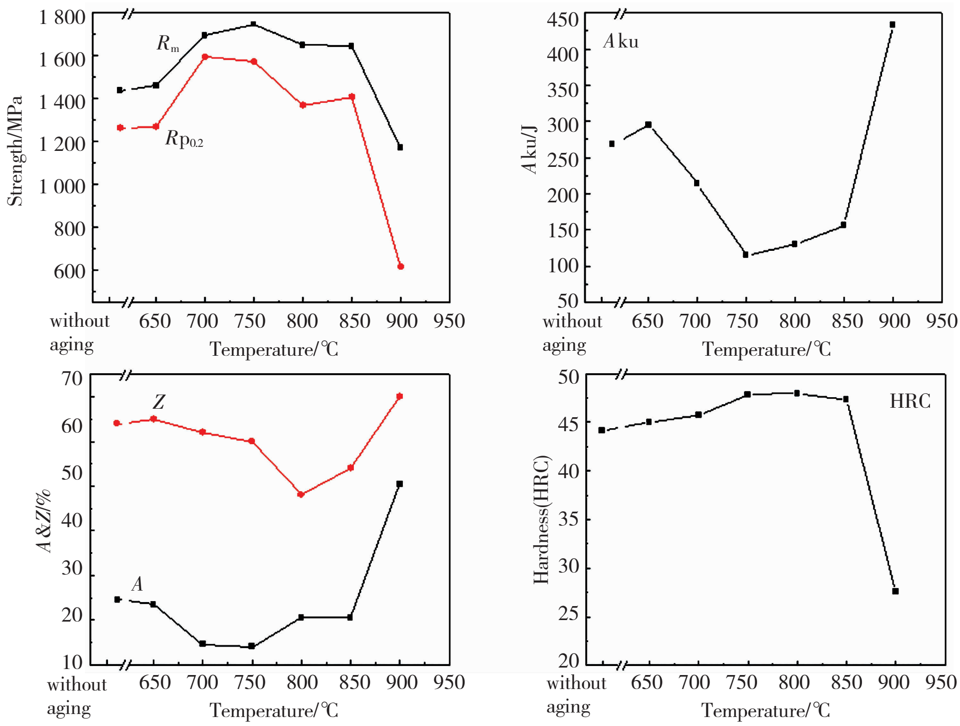


图 1　NiW750 合金在不同时效温度下的力学性能

Fig. 1　Mechanical properties of the NiW750 alloy at different aging treatment temperatures

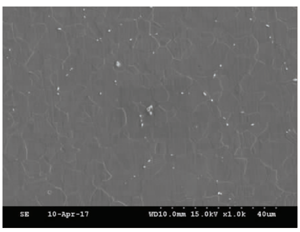
表 1　NiW750 合金与常用战斗部材料性能对比

Table 1　Properties of the NiW750 alloy and common warhead materials

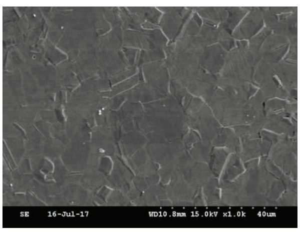
Specimens	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	A/%	Z/%	Aku/(J · cm^{-2})	ρ/(g · cm^{-3})
NiW750-without aging	1 435	1 262	24.5	64	268	11.4
NiW750-aging at 750 ℃	1 746	1 571	14.0	60	113	11.4
93WNiFe[12]	1 286	1 255	3.0	–	13	17.7
G50[13-14]	1 810	1 590	12.0	60	67	7.7

2.2　时效温度对合金微观组织的影响

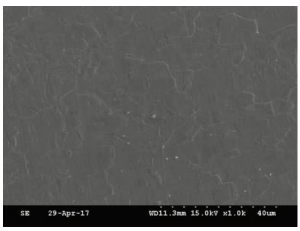
图 2 为不同时效温度下合金微观形貌,可以看到合金的基体为奥氏体,在 850 ℃以下时效处理,晶粒尺寸随时效温度变化不明显. 直径在 10 ~ 15 μm.



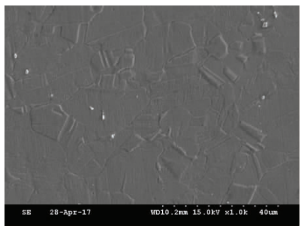
(a) 未明效



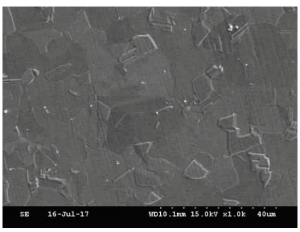
(b) 650 ℃



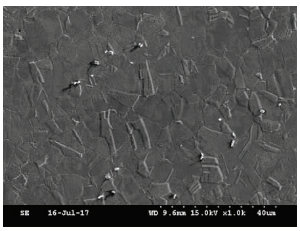
(c) 700 ℃



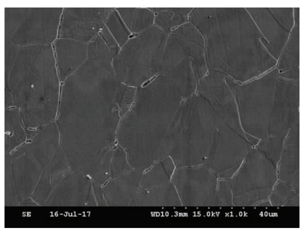
(d) 750 ℃



(e) 800 ℃



(f) 850 ℃



(g) 900 ℃

图 2　不同时效温度下 NiW750 的微观组织

Fig. 2　Microstructures of NiW750 at different aging temperatures: (a) without aging treatment; (b) 650 ℃; (c) 700 ℃; (d) 750 ℃; (e) 800 ℃; (f) 850 ℃; (g) 900 ℃

然而,由图 2 还可以看到,当时效温度提高到 850 ~ 900 ℃,晶粒直径增大,约为 30 μm,其强度急剧下降,韧性值上升. 可以认为,在此温度范围内材料发生了回复现象,削弱了由锻造时造成的加工硬化效应. 这印证了上文的推测.

基体上零星分布的白色颗粒为未溶物,在不同时效温度下其形貌大致相同,为不规则的球体,直径约在 1 μm,如图 3 所示. 通过能谱 EDS 分析,该未溶物的成分如表 2 所示. 需要说明的是,钨已大部分溶于奥氏体基体,只有少部分以未溶物形式存在,时效处理可以使少量未溶物溶解于基体,影响规律需进一步研究.

图 3　NiW750 合金中未溶物的形态

Fig. 3　Morphology of the un-molten substances in NiW750 alloy

通过透射选区电子衍射可以发现,未经时效的试样无析出相形成,经过时效的试样均得到析出相. 通过透射衍射斑标定,可以确定析出相为 Ni4W. 析出相呈圆球或椭球状,合金在不同时效温度下的微观形貌如图 4 所示. 时效温度为650 ℃时,试样析出相尺寸约为 10.05 nm,析出相分布间距较大;当温度升高到 750 ℃,析出相逐渐长大,平均尺寸约为 10.35 nm,分布间距有所减小;800 ℃时,析出相长大更加明显,约为31.2 nm,分布间距进一步减小,而当时效温度升至 900 ℃,析出相平均尺寸 40.5 nm,析出相分布间距却急剧增大. 推测合金在 800 ~ 900 ℃时效后,一部分析出相进一步长大,而另一部分在时效过程中发生回溶现象,即析出相在高温情况下溶解于奥氏体基体. 另结合试样性能分析推断,随着时效温度的升高,合金内部不断有新的析出相形核析出,同时,已经出现的析出相继续长大,在约 800 ~ 900 ℃时效时析出相发生回溶,对位错的阻碍作用减小,使得强度明显下降. 析出相的大小与分布间距均影响该合金的静态力学性能,在 750 ℃左右两者达到最优配比,合金的静态力学性能达到最佳.

表 2　未溶物的化学成分

Table 2　Chemical composition of the un-molten substances

Element	wt. %	at. %
TaM	5.91	4.55
CoK	2.14	5.06
NiK	12.84	30.46
W L	79.11	59.93

2.3　动态力学实验

为研究该合金动态力学性能,选取具有代表性的未时效(无时效强化作用)试样及 750 ℃ × 5 h时效后(时效强化作用最大)试样进行多次动态压缩实验,应变率控制在 1 500 ~ 7 000 s^{-1},实验结果如表 3 所示.

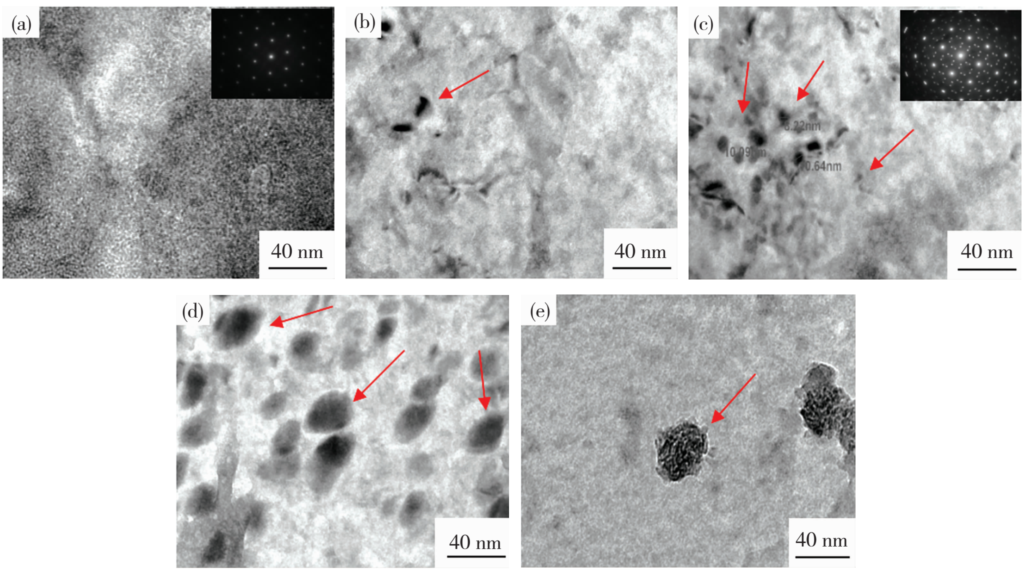


图 4　不同时效温度下 NiW750 合金 TEM 形貌:(a)未时效;(b)650℃;(c)750℃;(d)800℃;(e)900℃

Fig. 4　Morphologies of NiW750 alloy by TEM at different aging treatment temperatures:(a) without aging treatment; (b)650 ℃; (c)750 ℃;(d)800 ℃;(e)900 ℃

表 3 中的加载速率均为实验过程中的平均应变速率. 时效组试样在应变率为6 800 s^{-1}下出现断裂现象，试样在45°方向上出现剪切断裂. 图 5 为圆柱形试样实验前后的照片.

表 3 SHPB 实验结果

Table 3 Results of SHPB experiments

Sample	State	Strain rate/s^{-1}	Dimension (before experiment)/mm	Dimension (after experiment)/mm
1	Without aging	2 700	Φ4.01 × 3.85	Φ4.26 × 3.55
2	Without aging	6 060	Φ4.06 × 3.85	Φ5.45 × 2.30
3	Without aging	6 110	Φ4.01 × 3.98	Φ5.42 × 2.29
4	Aging at 750 ℃ × 5 h	2 000	Φ4.02 × 4.03	Φ4.28 × 3.55
5	Aging at 750 ℃ × 5 h	5 000	Φ4.00 × 3.97	Φ5.14 × 2.51
6	Aging at 750 ℃ × 5 h	5 010	Φ4.01 × 3.86	Φ5.17 × 2.53
7	Aging at 750 ℃ × 5 h	6 800	Φ3.99 × 4.01	fracture

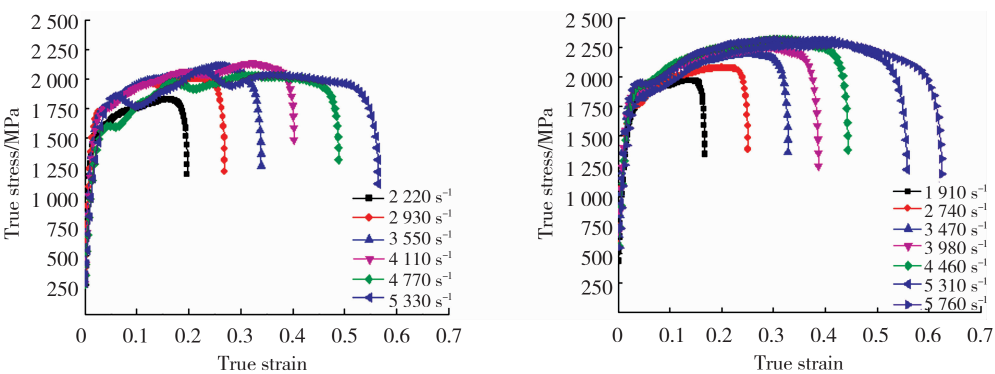
(a)未时效 (b) 750 ℃ × 5 h 时效处理

图 5 NiW750 合金 SHPB 实验前后试样对比

Fig. 5 The specimen images of NiW750 alloy before and after SHPB experiments: (a) without aging treatment; (b) aging at 750 ℃ × 5 h

2.3.1 动态加载下真应力应变曲线

对 SHPB 实验测得的数据进行处理，绘制如图 6 所示的真实应力应变曲线图. 曲线形状相似，随着应变的增加，应力在短时间内迅速上升，而后保持相对稳定，出现平台. 这是由于在高应变率下，材料的加工硬化作用和由绝热温升引起的软化作用相互竞争的原因. 从图 7 可以看出，随着应变速率的提高，两组合金的流变应力均逐渐提高，其中未时效试样强度从约 1 750 MPa 到2 000 MPa 左右，时效态试样从 1 900 MPa 左右提高到约 2 250 MPa，且均高于其静态抗拉强度，说明材料具有明显的应变率硬化效应.



(a) 未时效 (b) 750 ℃ × 5 h 时效处理

图 6 NiW750 合金真实应力 – 应变曲线

Fig. 6 The true stress-strain curves of NiW750 alloy: (a) without aging treatment; (b) aging at 750 ℃ × 5 h

2.3.2　动态压缩对合金微观组织的影响

进一步观察未时效组试样纵截面的显微组织(图 7)可以发现,应变率越高,绝热剪切现象越明显. 试样在 2 220 s^{-1}下出现较为模糊的绝热剪切带,带的形貌不连续,沿与受力轴呈 45°方向延伸,说明在此方向上材料受力最大. 观察试样心部区域,发现晶粒发生变形,并存在大量孪晶与滑移带,推断此带为变形带. 当应变率提高到 5 330 s^{-1},试样的剪切带更加清晰,观察试样内部发现晶粒变形更加严重,孪晶和滑移带存在更加广泛,但依然没有观察到相变特征. 靠近带的位置晶粒变形与孪晶现象很明显,远离带的位置变弱,形成相对的梯度. 分析出现以上现象的原因:通常,奥氏体强导比高,动态条件下产生的热量可以更快的散失,温升现象不显著,引起的相变不明显. 另一方面,由于奥氏体基体滑移系较多,在动态加载条件下,材料发生协同变形,集中在变形带处的应力被及时疏散到基体,因而变形带的过渡区很大. 这使得它不易因变形带处应力过于集中而易于断裂.

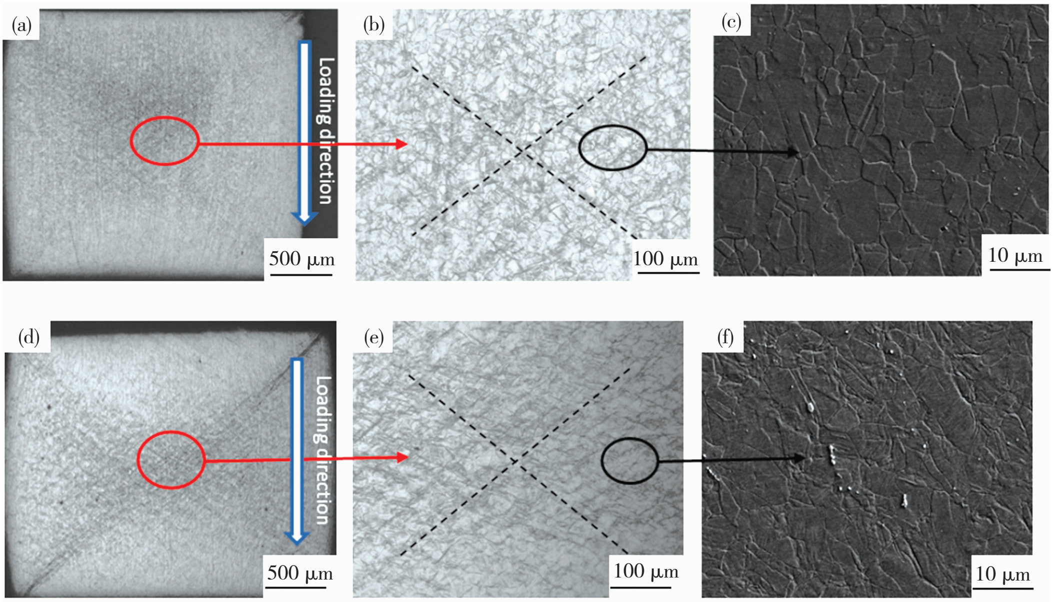


图 7　未时效合金在不同应变速率下的纵截面微观组织形貌:(a) ~ (c)2 220 s^{-1};(d) ~ (f)5 330 s^{-1}

Fig. 7　Longitudinal section microstructures of NiW750 alloy without aging treatment at different strain rates: (a) ~ (c) 2 220 s^{-1}; (d) ~ (f) 5 330 s^{-1}

对比时效态与未时效态两组试样在不同应变率下横截面的微观组织(图 8),可以发现时效组试样更易形成剪切带:在应变率为 2 000 s^{-1}左右时,两组试样变形带组织均不明显. 随着应变率的升高,时效组试样在 3 980 s^{-1}首先出现明显的变形带组织,变形带沿着试样边缘,呈现不连续的特征. 而未时效组试样在 4 110 s^{-1}应变率下变形带依旧不明显;当应变率继续上升,两组试样变形带更加清晰,而时效组试样变形带清晰度更高. 变形带基本封闭,沿着试样边缘成圆环状,结合纵截面变形带的形貌推断,带的立体模型为中心对称的两个圆锥体曲面[15]. 时效组试样在 5 760 s^{-1}下变形带宽度约为 80 ~ 120 μm,未时效组在 5330 s^{-1}下变形带宽度 120 ~ 150 μm. 变形带的宽度与清晰度不同,除了应变率的影响外,还与材料的硬度有关[16]. 时效处理使材料硬度变大,而材料的硬度越大,其协同变形能力越小(观察到的剪切带越清晰),应力越容易集中,带宽越小,越容易引起试样的剪切断裂.

2.3.3　动态压缩对合金显微硬度的影响

可以利用显微硬度测试总结 NiW750 合金在动态条件下的特点. 剪切带内部与周围基体组织的显微硬度随应变率变化的关系见图 9. 在静态情况下,未时效组组硬度为 HV432.22,750 ℃时效组硬度为 HV487.14,随着应变率的提高,基体的硬度随之提高,表明两组材料经历了明显的应变率硬化效应. 随着应变速率的提高,基体硬度与带内的硬度同时上升,说明材料发生协同变形. 750 ℃时效组试样带内的硬度上升幅度比未时效组更大,说明硬度越大的材料应力越集中,变形带受到的硬化作用越大. 这 3 项结果均与上文得到的结论相符.

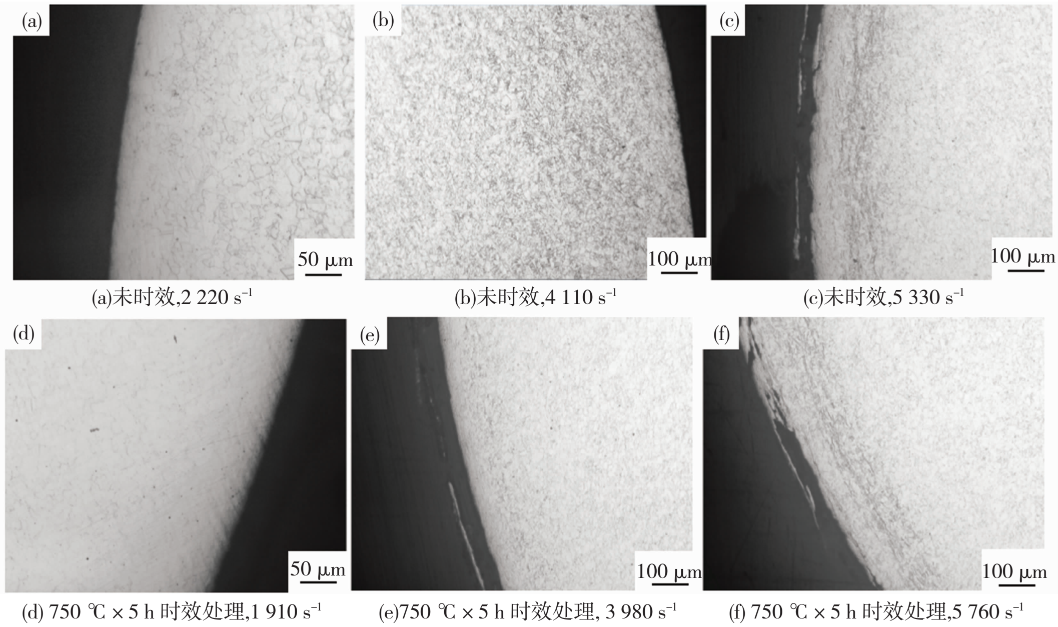


图 8 不同应变速率下试样横截面显微组织

Fig. 8 Cross section microstructures of NiW750 alloy at different strain rates:(a) without aging treatment & at the strain rate of 2 220 s^{-1};(b) without aging treatment & at the strain rate of 4110 s^{-1};(c) without aging treatment & at the strain rate of 5 330 s^{-1};(d) aging at 750 ℃ ×5 h & at the strain rate of 1 910 s^{-1};(e) aging at 750 ℃ ×5 h & at the strain rate of 3 980 s^{-1};(f) aging at 750 ℃ ×5 h & at the strain rate of 5 760 s^{-1}

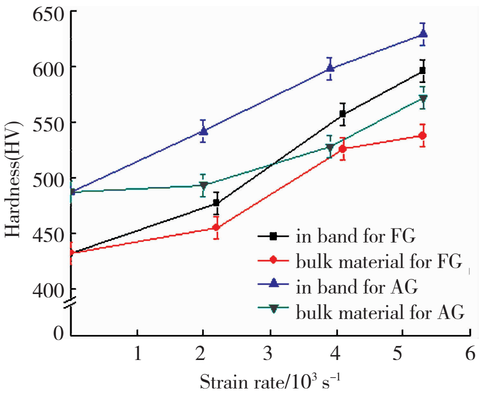


图 9 绝热剪切带内部及试样基体显微硬度随应变率变化折线图(FG:未时效试样;AG:750 ℃ ×5 h 时效处理试样)

Fig. 9 Four curves showing microhardness in bulk material and bands at different strain rate (FG: specimens without aging treatment; AG: spcimens with aging at 750 ℃ ×5 h)

3 结 论

1) 本文设计出一种新型高密度合金 NiW750,采用本领域以往研究较少的新合金体系——FCC 单相结构,并通过时效处理析出细小弥散相进一步强化基体. 实验证明该合金具有良好的综合性能.

2)时效处理对合金的性能有重要影响. 随着时效温度的升高,NiW750 合金中析出相的尺寸及数量均增长,强度逐渐增大;在 800 ~ 900 ℃ 析出相出现回溶现象,析出相间距变大,强度降低. 合金在 750 ℃时效后出现抗拉强度峰值 1 746 MPa,此时性能达到最好.

3)在动态加载条件下,NiW750 合金存在应变率硬化效应. 形成的绝热剪切带立体模型为中心对称的两个圆锥体曲面,变形带过渡区较大;带的宽度与硬度有关,时效处理可提高硬度,使应力集中,带宽变小,材料更容易发生断裂.

4)实验设计的时效温度梯度可进一步减小,时效时间对该合金的影响尚有待进一步研究.

参考文献:

[1] 葛鹏,赵永庆,周廉. 从导弹战斗部用钛合金的研究看材料的开发[J]. 材料导报,2003,17(12):26 -28.
GE Peng, ZHAO Yongqing, ZHOU Lian. Material development as viewed from study of titanium alloys used in missile warhead[J]. Materials Review, 2003, 17(12):26 -28.
DOI:10.3321/j.issn:1005 -023X.2003.12.008

[2] HU K, LI X, AI X, et al. Fabrication, characterization, and mechanical properties of 93W-4.9Ni-2.1Fe/95W-2.8Ni-1.2Fe-1Al_2O_3 heavy alloy composites[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 636:452 - 458.
DOI:10.1016/j.msea.2015.04.026

[3] LEVIN Z S, HARTWIG K T. Hardness and

microstructure of tungsten heavy alloy subjected to severe plastic deformation and post-processing heat treatment[J]. Materials Science & Engineering A, 2015,635: 94 - 101.
DOI:10.1016/j.msea.2015.02.025

[4] XU Z, HUANG F. Thermomechanical behavior and constitutive modeling of tungsten-based composite over wide temperature and strain rate ranges [J]. International Journal of Plasticity, 2013, 40: 163 - 184.
DOI: 10.1016/j.ijplas.2012.08.004

[5] RAVI KIRAN U, VENKAT S, RISHIKESH B, et al. Effect of tungsten content on microstructure and mechanical properties of swaged tungsten heavy alloys [J]. Materials Science & Engineering A, 2013,582: 389 - 396.
DOI: 10.1016/j.msea.2013.06.041

[6] CHEN B H, CAO S H, XU H, et al. Effect of processing parameters on microstructure and mechanical properties of 90W - 6Ni - 4Mn heavy alloy [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2015,48:293 - 300.
DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2014.09.024

[7] FAN J L, GONG X, HUANG B Y, et al. Densification behavior of nanocrystalline W - Ni - Fe composite powders prepared by sol-spray drying and hydrogen reduction process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 489:188 - 194.
DOI:10.1016/j.jallcom.2009.09.050

[8] 马运柱,岳鹏,刘文胜,等.微波烧结钨合金挤压棒材的微观结构及动态力学性能研究[J].稀有金属材料与工程 2013,42(7):1362 - 1366.
MA Yunzhu, YUE Peng, LIU Wensheng, et al. Microstructure and dynamic mechanical properties of extruded tungsten alloy rods by microwave sintering [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013,42 (7):1362 - 1366.
DOI:10.3969/j.issn.1002 - 185X.2013.07.010

[9] ZHOU C S, YI J H, LUO S D. Sintering high tungsten content W-Ni-Fe heavy alloys by microwave radiation [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45: 455 - 463.
DOI: 10.1007/s11661 - 013 - 1964 - 8

[10] YU Y, ZHANG W C, WANG E D. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of hot-hydrostatically extruded 93W - 4.9Ni - 2.1Fe alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 622:880 - 884.
DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.11.009

[11] LEVIN Z S, HARTWIG K T. Hardness and microstructure of tungsten heavy alloy subjected to severe plastic deformation and post-processing heat treatment[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 635: 94 - 101.
DOI: 10.1016/j.msea.2015.02.025

[12] RAVI KIRAN U, PANCHAL A, SANKARANARAYANA M, et al. Effect of alloying addition and microstructural parameters on mechanical properties of 93% tungsten heavy alloys[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 640:82 - 90.
DOI:10.1016/j.msea.2015.05.046

[13] 田杰,胡时胜. G50 钢动态力学性能的实验研究[J].工程力学,2006,23(6): 107 - 109.
TIAN Jie, HU Shisheng. Research of dynamic mechanical behaviors of G50 steel[J]. Engineering Mechanics,2006,23(6):107 - 109.
DOI:10.3969/j.issn.1000 - 4750.2006.06.019

[14] 王可慧,张颖,段建,等. G50 钢的力学性能实验研究[J].兵工学报,2009,30(2): 247 - 250.
WANG Kehui, ZHANG Ying, DUAN Jian, et al. Experimental research on the mechanical properties of G50 alloy steel[J]. Acta Armamentarii,2009,30(2): 247 - 250.

[15] ODESHI A G, BASSIM M N, AL-AMEERI S, et al. Dynamic shear band propagation and failure in AISI 4340 steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 169(2):150 - 155.
DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.03.016

[16] SUNWOO A J, BECKE R, GOTO D M, et al. Adiabatic shear band formation in explosively driven Fe-Ni-Co alloy cylinders [J]. Scripta Materialia, 2006, 55(3):247 - 250.
DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.04.010

（编辑　吕雪梅）

本文引用格式:
刘冠旗,王春旭,刘少尊,等.时效处理对 NiW750 高密度合金组织与性能的影响[J].材料科学与工艺,2019,27(2):36 - 43. DOI:10.11951/j.issn.1005 - 0299.20170434
LIU Guanqi, WANG Chunxu, LIU Shaozun, et al. Effect of aging treatment on microstructure and properties of a new high density alloy NiW750[J]. Materials Science and Technology,2019,27(2):36 - 43. DOI:10.11951/j.issn.1005 - 0299.20170434