

新型高密度合金的组织与性能

Microstructure and properties of a new
high density alloy

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 材料学院,北京 100081)

LIU Guan-qi¹,WANG Chun-xu¹,LIU Shao-zun¹,LI Yong¹,

TAN Cheng-wen²,LIU Zhi-chao²

(1 Institute for Special Steels,Central Iron and Steel Research Institute,

Beijing 100081,China;2 School of Materials Science and Engineering,

Beijing Institute of Technology,Beijing 100081,China)

摘要: 基于面心立方固溶体结构和时效强化机理,设计出一种新型高密度合金 NiW750。利用 SEM,TEM 对合金微观组织进行观察,采用分离式 Hopkinson 压杆实验研究合金在动态压缩条件下的特点,并将此合金与其领域常用材料超高强度钢 G50 及钨合金 93WNiFe 进行对比。结果表明: NiW750 合金在 3 种材料中综合性能最好。在 750℃/5h 时效后,合金抗拉强度可达 1746MPa,冲击韧性(a_{KU})可达 113J/cm²。在动态加载条件下,材料存在应变率硬化效应,其动态流变应力可达到 2250MPa 左右。试样在与中心轴线成 45°方向形成绝热剪切带,在应变率约 5500s⁻¹ 条件下,带宽 80~150μm,过渡区较宽,避免材料剪切断裂过早出现。

关键词: 高密度合金;面心立方;时效强化;力学性能;绝热剪切带

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2017.001550

中图分类号: TG146.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2019)08-0154-07

Abstract: A new high density alloy NiW750 was developed, which was based on the faced-center cubic solid solution structure and aging strengthening mechanism. Microstructure of the alloy was observed by SEM and TEM. The material characteristics under dynamic compressing loading were investigated by using the split Hopkinson pressure bar test. The comparison among the NiW750, ultra high strength steel G50 and tungsten 93WNiFe was also conducted. The results show that the NiW750 high density alloy has the best comprehensive properties among three materials. After aging at 750℃/5h, the tensile strength of NiW750 can achieve up to 1746MPa, while the impact toughness (a_{KU}) can achieve 113J/cm². Under the condition of dynamic loading, the material shows strain rate hardening effect obviously as its dynamic flow stress can reach about 2250MPa. The adiabatic shear bands are formed within specimens in the direction of 45° to the central axis with a bandwidth of 80-150μm at the strain rate of about 5500s⁻¹ and a wide transition zone, so as to avoid the premature emergence of the shear fracture.

Key words: high density alloy; faced-center cubic; aging strengthening; mechanical property; adiabatic shear band

战斗部用于各种炮弹、火箭弹、导弹、航弹等武器系统,它是弹药毁伤目标或产生既定终点效应的部分。战斗部可分为很多种,本工作研究的对象为穿爆型战斗部,其结构可简化为空心壳体。在大多数情况下,壳体也是形成毁伤元素的基体,这类战斗部要求材料能实现深侵彻且在侵彻过程中壳体不发生明显的变形和

破坏。为满足这些条件,材料应具有较高的强度、密度及良好的动态性能。目前,穿爆型战斗部的常用材料有超高强度钢(如 30CrMnSiNi2A, 50SiMnVB, AISI4340, G50, DT300, Aermet100 等)以及高密度钨合金(如 93WNiFe 等)^[1-3]。近年来,国内外学者对此类战斗部材料的研究已取得一定成果。薛智等^[4]

研究了不同热处理制度对 30CrMnSiNi2A 钢动力学性能的影响,结果表明在 860℃ 淬火+600℃ 回火后该钢综合性能最好。刘盼萍等^[5]建立了正火态 50SiMnVB 钢的 Johnson-Cook 本构方程,其计算结论与实验结果吻合较好。Odeshi 等^[6-7]研究了热处理制度对 AISI4340 钢绝热剪切带的影响,结果表明,提高热处理温度或者延长保温时间可使材料的绝热剪切带由相变带转化为变形带,并且该团队还探究了 AISI4340 钢的绝热剪切带的立体模型以及断裂机理。王可慧等^[8]对 G50 钢在应变率 $10^{-4} \sim 2000\text{s}^{-1}$ 、室温和 500K 高温条件下力学性能进行研究,结果表明 G50 钢强度较高,在高温条件下出现温度软化效应,在动态加载下出现应变率硬化效应。张胜男等^[9]研究了深冷处理及回火温度对 Aermet100 钢动态性能的影响,结果表明深冷处理可提高材料的动态塑性,在 482℃ 回火后材料出现动态流变应力的峰值。Liu 等^[10]研究了热等静压及热扭转对高密度钨合金绝热剪切带的影响。Li 等^[11]运用放电等离子烧结法 (spark plasma sintering, SPS) 制备钨合金 93WNiFe,其力学性能与通过传统烧结法制备的合金相比有所提高。

针对此类战斗部材料,目前研究的合金类型主要有两种:一种是具有体心立方 (BCC) 结构的马氏体型超高强度钢,另一种是具有两相结构 (钨颗粒, BCC 结构+黏结相, FCC 结构) 的钨合金。具有 BCC 结构的超高强度钢力学性能较好 (G50 钢在 3000s^{-1} 下流变应力约 2200MPa),但是密度较低,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,从而易造成材料的绝热剪切断裂;而钨基合金虽然密度足够高,但是由于其两相结构的制约,其动态流变应力不高 (93WNiFe 在 5000s^{-1} 下约 1800MPa),韧性较差^[12-13]。

目前该领域对面心立方 (FCC) 结构体系合金研究甚少,而 FCC 结构具有滑移系多、塑韧性高、强化方式多样等诸多优点。因此本工作基于 FCC 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 NiW750,充分挖掘 FCC 结构的优点,以解决超高强度钢 BCC 结构和钨合金两相结构中存在的问题。该设计理念为穿爆战斗部材料的发展提供了更广阔的思路。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

由于钨合金拥有较高的密度与强度,选定钨作为

固溶强化相,同时由于钨在镍中的固溶度较高,选定镍作为固溶体基体。将钨溶于镍,保证了 FCC 单相结构的形成。根据相关研究经验,拟定添加元素 Ta, Co, 促进合金中强化相的形成,提高合金的综合性能。NiW750 合金的化学成分 (质量分数) 最终确定为 Ni 57%, W 37%, Co 5%, Ta 1%。

1.2 实验方法

合金经过单真空炉熔炼,得到直径为 85mm 的圆棒,随后在 1180℃ 下,经过两次锻造,得到直径为 20mm 的圆柱体毛坯,从该毛坯上取样进行时效处理。时效制度为 750℃/5h,冷却方式为空冷。采用排水法测得合金的密度。静态拉伸实验在 MTS-880 型力学试验机上进行,拉伸应变速率为 $5 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$,冲击实验在 NI300 型冲击试验机上进行。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) 观察试样析出相。在室温下,利用分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 对材料进行动态压缩实验,将 NiW750, G50, 93WNiFe 3 种材料取样加工成 $\phi 4\text{mm} \times 4\text{mm}$ 圆柱试样,控制实验的应变率在 $1500 \sim 6000\text{s}^{-1}$ 范围内。

分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 实验装置如图 1 所示。通过测得的入射波、反射波和透射波,在满足一维假定和均匀性假定的基础上,可确定材料在一维状态下的动态应力-应变关系。应力、应变以及应变率基本的计算公式分别如下:

$$\sigma(t) = \frac{A}{2A_s} E(\epsilon_i + \epsilon_r + \epsilon_t) = E \frac{A}{A_s} \epsilon_r \quad (1)$$

$$\epsilon(t) = \frac{C}{l_0} \int_0^t (\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) dt = -\frac{2C}{l_0} \int_0^t \epsilon_r dt \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon}(t) = \frac{C}{l_0} (\epsilon_i - \epsilon_r - \epsilon_t) = -\frac{2C}{l_0} \epsilon_r \quad (3)$$

式中: $\epsilon_i, \epsilon_r, \epsilon_t$ 分别为入射应变信号,反射应变信号和透射应变信号; E, C, A 分别为压杆的弹性模量,弹性波波速和压杆的横截面积; A_s, l_0 分别为样品初始横截面积和初始长度。

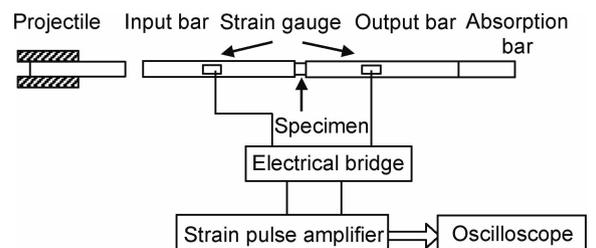


图 1 分离式 Hopkinson 压杆装置示意图

Fig. 1 Schematic view of split Hopkinson pressure bar set-up

2 结果与分析

2.1 静态性能

NiW750 合金与 G50 钢, 93WNiFe 合金的性能对比如表 1 所示, 可以看出, NiW750 合金的密度为 $11.4\text{g}/\text{cm}^3$, 比传统超高强度钢高出 40% 以上。高的密度保证了该合金在高速冲击过程中获得高的侵彻能

表 1 NiW750 合金与常用战斗部材料性能对比

Table 1 Comparison of properties of the NiW750 alloy and common warhead materials

Specimen	R_m / MPa	$R_{p0.2}$ / MPa	a_{kU} / ($\text{J} \cdot \text{cm}^{-2}$)	Density/ ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)
NiW750 without aging	1435	1262	268	11.4
NiW750 aging at 750°C/5h	1746	1571	113	11.4
93WNiFe ^[14]	1286	1255	13	17.7
G50 ^[8]	1810	1590	67	7.7

量, 满足其应用。而力学性能方面, 未时效态合金抗拉强度就已经达到 1400MPa 以上, 冲击韧度 (a_{kU}) 接近 $270\text{J}/\text{cm}^2$, 性能优于 93WNiFe。时效态合金得到进一步强化, 抗拉强度达到 1746MPa, a_{kU} 降到 $113\text{J}/\text{cm}^2$, 但仍然远高于其他两种材料。据此可知, 时效后的 NiW750 合金具有更好的综合性能。

2.2 静态组织

进一步观察 NiW750 合金的微观形貌, 如图 2 所示, 可以发现合金的基体为奥氏体, 是典型的面心立方结构。时效处理对晶粒尺寸基本没有影响, 晶粒尺寸均在 $12\mu\text{m}$ 左右。基体上零星分布的白色小颗粒为未溶物, 其直径约为 $1\mu\text{m}$, 形貌如图 3 所示。通过能谱 EDS 分析(见图 4), 该未溶物的成分如表 2 所示。推断未溶物为钨或高钨含量的化合物。合金中的钨绝大部分已溶于奥氏体基体中, 只有很少一部分以未溶物形式存在。时效处理对未溶物的溶解有一定影响, 影响规律有待进一步研究。

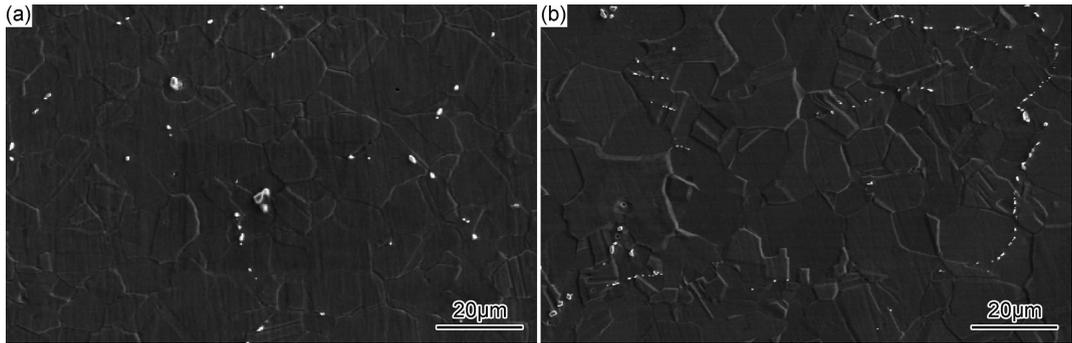


图 2 NiW750 合金的微观组织 (a)未时效;(b)750°C时效

Fig. 2 Microstructures of the NiW750 alloy (a)without aging treatment;(b)aging at 750°C

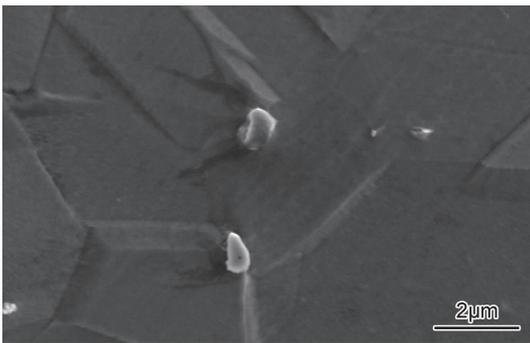


图 3 NiW750 合金中未溶物的形貌

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

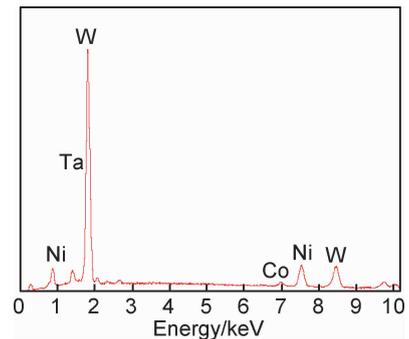


图 4 未溶物能谱分析

Fig. 4 EDS analysis of the un-molten substances

NiW750 合金的 TEM 形貌如图 5 所示。在未时效合金内部未观察到析出相, 时效后在合金内部观察到大量弥散分布的第二相。析出相呈球或椭球状, 直径约为 10nm , 将衍射斑与标准衍射斑卡片比对, 结合

衍射斑标定, 确定析出相为 Ni_4W 。析出相尺寸较小, 分布较分散, 可以起到弥散强化的作用, 使合金强度进一步提高。

传统钨合金微观组织为钨颗粒+黏结相的两相结

表 2 未溶物的化学成分

Table 2 Chemical compositions of the un-molten substances

Element	Mass fraction/%	Atom fraction/%
Ta	5.91	4.55
Co	2.14	5.06
Ni	12.84	30.46
W	79.11	59.93

构,钨颗粒相对较硬,塑韧性较差,黏结相则相对较软,材料变形依靠两相协调。然而两相之间黏结力有限,钨颗粒直接接触的界面(W/W 界面)很弱,冲击断口呈现明显的沿晶断裂,说明材料脆性较大,材料的力学性能明显受限于结构^[15]。

2.3 动态压缩条件下的力学性能

可以用动态流变应力、应变率硬化效应、绝热剪切

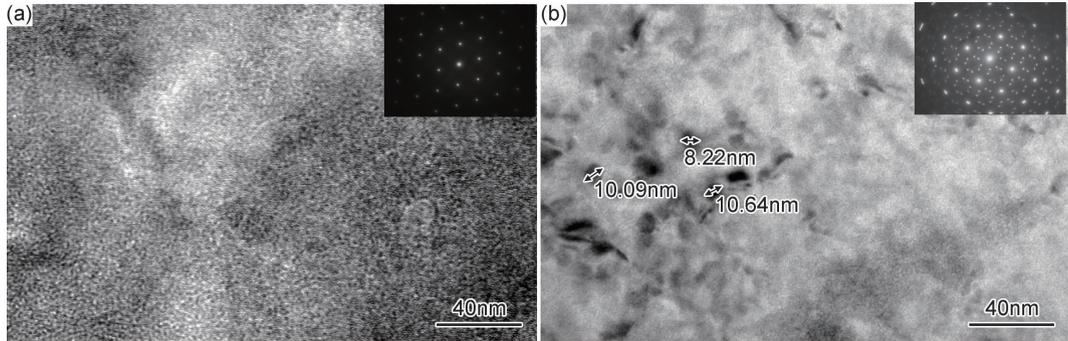


图 5 NiW750 合金 TEM 形貌 (a) 未时效;(b)750 °C 时效

Fig. 5 Morphologies of the NiW750 alloy by TEM (a) without aging treatment;(b) aging at 750 °C

临界应变率等参数表征材料的动态性能。将 NiW750 合金与 G50 钢,93WNiFe 合金在动态压缩条件下的真应力-应变曲线进行对比,结果如图 6 所示。可以看出,曲线形状大致相似,当材料达到均匀塑性变形阶段后,随着应变的增加,曲线呈现平缓的特征,流变应力保持动态稳定,这是试样变形过程中

应变、应变率硬化作用与由绝热温升导致的热软化作用相互竞争的结果。比较 3 种材料的流变应力:93WNiFe 合金流变应力相对较低,仅为 1750MPa;G50 钢在动态加载条件下流变应力约为 2200MPa;NiW750 时效态合金动态流变应力最高,可达约 2250MPa。

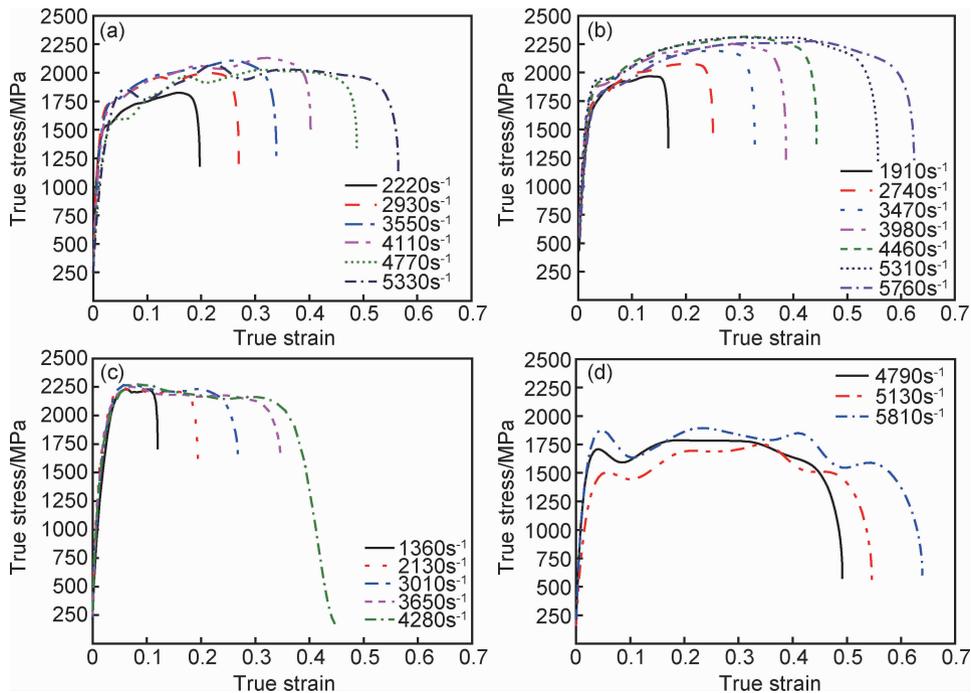


图 6 不同材料的真应力-应变曲线 (a)NiW750 未时效态;(b)NiW750 在 750 °C 时效态;(c)G50;(d)93WNiFe

Fig. 6 True stress-strain curves of different materials

(a)NiW750 without aging treatment;(b)NiW750 aging at 750 °C;(c)G50;(d)93WNiFe

通过对比4组材料流变应力与应变率之间的关系(如图7所示),可以发现在准静态(应变率 $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$)至 1500s^{-1} 范围内,4组材料均存在应变率硬化效应,G50钢应变率硬化效应最明显。在 $1500 \sim 6000 \text{s}^{-1}$ 范围内,G50钢流变应力变化不明显,甚至呈下降趋势,说明材料应变率硬化作用在减小,这与合金的热软化现象有关。而NiW750合金和93WNiFe合金应变率硬化效应依然存在,硬化作用大小顺序:93WNiFe>NiW750时效态 \approx NiW750未时效态。

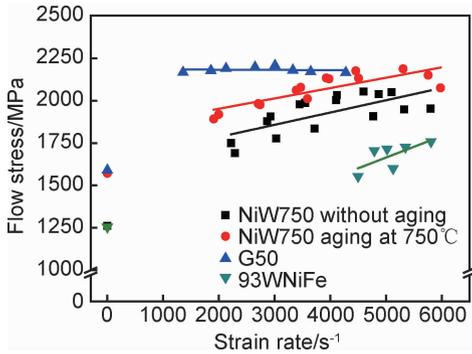


图7 不同材料流变应力与应变率之间的关系
Fig. 7 Relationships between the flow stress and the strain rate of different materials

为进一步研究屈服强度与应变率之间的关系,引进Perzyna提出的公式^[16]:

$$\sigma_{yd} = \sigma_s \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{r} \right)^m \right] \quad (4)$$

式中: σ_{yd} 、 σ_s 分别为动态屈服强度和准静态屈服强度; m 为材料的应变率硬化指数; r 为材料的黏性参数;在实验条件下, m 和 r 近似看作常数。将式(4)变形为对数形式: $\ln(\sigma_{yd}/\sigma_s - 1) = m \ln \dot{\epsilon} - m \ln r$,做 $\ln(\sigma_{yd}/\sigma_s - 1) - \ln \dot{\epsilon}$ 曲线,进而可通过直线的斜率求得 m 值,通过与 y 轴的截距求得 r 值。通过上述方法可求得4组试样屈服强度和应变率关系式:

NiW750未时效试样屈服强度和应变率关系式

$$\sigma_e = 1262 \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{12985} \right)^{0.827} \right] \quad (5)$$

NiW750时效后试样屈服强度和应变率关系式

$$\sigma_e = 1571 \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{21961} \right)^{0.967} \right] \quad (6)$$

G50试样屈服强度和应变率关系式

$$\sigma_e = 1590 \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{1.800e^{127}} \right)^{0.00492} \right] \quad (7)$$

93WNiFe试样屈服强度和应变率关系式

$$\sigma_e = 1255 \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{10028} \right)^{2.58362} \right] \quad (8)$$

比较4个公式中的 m 值, $m(93WNiFe) > m(NiW750 \text{时效态}) \approx m(NiW750 \text{未时效态}) > m(G50)$,这与图7在对应应变率下所示的变化规律一致,说明 m 值也可以反映实验中试样的应变率硬化效应。 r 值的关系: $r(G50) > r(NiW750 \text{时效态}) > r(NiW750 \text{未时效态}) > r(93WNiFe)$,这反映了材料的特性。经验证,这4个关系式在本实验条件下拟合效果较好。另外在 $1500 \sim 6000 \text{s}^{-1}$ 下,NiW750合金和93WNiFe试样均未出现断裂,G50钢在应变率为 4000s^{-1} 左右时即产生剪切断裂。G50钢的绝热剪切临界应变率低于其他两种材料,说明G50钢抗绝热剪切断裂能力不如其他两种材料。综上所述,NiW750时效态合金各项动态参数比较均衡,具有相当的优势。

2.4 动态压缩条件下的微观组织

未时效试样在高应变率下纵截面的微观组织如图8所示。在光学显微镜下可以观察到试样边缘出现明显的绝热剪切带,该剪切带呈暗黑色,宽度大约为 $100 \sim 150 \mu\text{m}$,带宽不完整,为变形带特征。综合对其横纵截面进行观察,推断剪切带的立体模型为两个互相镜面对称的圆锥面^[7]。通过对该剪切带进一步观察发现,剪切带沿 45° 方向向内逐渐模糊,其过渡区很宽,带内存在大量的孪晶与变形,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,由微观形貌可推断该剪切带为变形带。大量的变形说明材料最终只发生了很少的回复,加工硬化作用仍大于热软化的影响。另外,FCC结构滑移系较多,材料发生大量协同变形,使集中在变形带处的应力被及时疏散到基体,这使得材料不易因变形带应力过于集中而发生断裂。

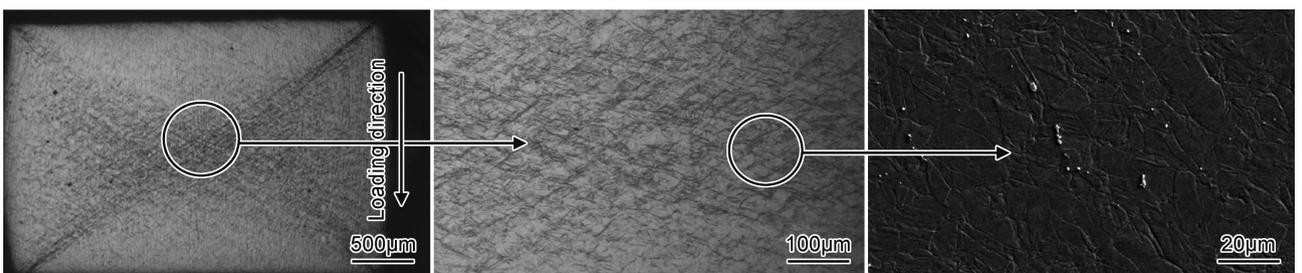


图8 未时效NiW750合金在 5330s^{-1} 应变率下纵截面的微观组织

Fig. 8 Longitudinal section microstructures of the NiW750 alloy without aging treatment at the strain rate of 5330s^{-1}

将未时效试样与经 750℃ 时效试样在高应变率下的横截面微观组织进行对比,如图 9(a),(b)所示。可以看出,时效态的情况与未时效态的相似。但是在高应变率下,时效态的变形带更窄,约为 80~120 μm ,并

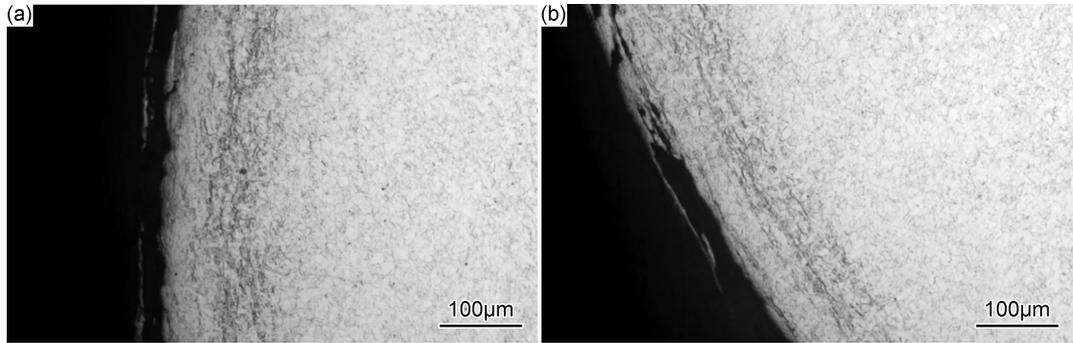


图 9 NiW750 合金在高应变率下的横截面微观组织

(a)未时效,应变率为 5330s⁻¹; (b)750℃ 时效,应变率为 5760s⁻¹

Fig. 9 Cross section microstructures of the NiW750 alloy at high strain rate

(a)without aging treatment, at the strain rate of 5330s⁻¹; (b)aging at 750℃, at the strain rate of 5760s⁻¹

在光学显微镜下可以观察到很窄的绝热剪切带(在约 3000s⁻¹应变率下宽度为 20~30 μm)。田杰等^[18]认为在应变率为 3000s⁻¹左右时, G50 钢中形成的依然是变形带,带中心微观组织为严重碎化的马氏体,其上存在大量位错与少量的碳化物。由于材料硬度较高,材料的绝热剪切带与过渡区都很窄,应力高度集中,这极易导致材料在该处发生断裂失效。这也解释了材料绝热剪切临界应变率较低(约 4000s⁻¹)的原因。其绝热剪切带形貌参见文献^[18]。

对于高密度钨合金,在高应变率下,钨颗粒(BCC 结构)发生非弹性变形,之后迅速升温,促进与黏结相基体(FCC 结构)整体变形,形成局部变形带,两相协调变形使得应力及时分散,热量及时散失,因此材料的绝热剪切临界应变率较高。在约 5000s⁻¹应变率下剪切带宽度为 50~100 μm ,带内基本没有发生相变,其绝热剪切带形貌参见文献^[19]。但是两相结构限制其力学性能,导致其动态流变应力并不高。

3 结论

(1)本工作设计一种新型战斗部用高密度合金 NiW750,它具有良好的综合性能。合金为 FCC 单相结构,以镍为基体,钨为固溶强化相,通过时效处理析出细小弥散相 Ni₃W 使强度提高。其密度为 11.4 g/cm³,合金在 750℃ 时效后抗拉强度为 1746MPa,冲击韧度为 113J/cm²。

(2)在本实验条件下, NiW750 合金的动态流变应

且变形带与基体组织的界限更加明显,变形梯度更窄,这与材料的硬度有关。根据相关文献报道^[17],材料的硬度越大,由动态加载引起的变形带越窄。

而在 G50 钢中,在动态实验之后对试样进行腐蚀,

力可达到 2250MPa,高于其他两种材料的流变应力。应变率硬化指数关系 $m(93\text{W}\text{Ni}\text{Fe}) > m(\text{NiW750 时效态}) \approx m(\text{NiW750 未时效态}) > m(\text{G50})$ 。

(3)在动态压缩条件下, NiW750 合金试样在与中心轴线成 45° 方向出现绝热剪切变形带,带宽 80~150 μm (在应变率约为 5500s⁻¹下)。合金过渡区较宽,避免了由于应力过于集中引起的材料断裂。在本实验范围内, NiW750 合金均未发生断裂,而 G50 钢在 4000s⁻¹下即发生断裂。

参考文献

- [1] 才鸿年,王鲁,李树奎. 战斗部材料研究进展[J]. 中国工程科学, 2002,4(12):21-27.
CAI H N, WANG L, LI S K. Research progress in warhead materials[J]. Engineering Science, 2002,4(12):21-27.
- [2] 袁书强,张保玉,陈子明,等. 战斗部用钨合金材料现状及发展状况[J]. 中国钨业, 2015,30(2):49-52.
YUAN S Q, ZHANG B Y, CHEN Z M, et al. Current status and development of tungsten alloys using in warheads [J]. China Tungsten Industry, 2015,30(2):49-52.
- [3] 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 P, ZHAO Y Q, ZHOU L. Material development as viewed from study of titanium alloys used in missile warhead [J]. Materials Review, 2003,17(12):26-28.
- [4] 薛智,张治民,于建民,等. 30CrMnSiNi2A 钢的动态屈服强度研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2009,32(1):10-13.
XUE Z, ZHANG Z M, YU J M, et al. Research on dynamic yield strength of steel 30CrMnSiNi2A [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2009,32(1):10-13.

- [5] 刘盼萍,尹燕,常列珍,等. 正火态 50SiMnVB 钢 Johnson-Cook 本构方程的建立[J]. 兵器材料科学与工程,2009,32(1):45-49.
LIU P P, YIN Y, CHANG L Z, et al. Establishing of Johnson-Cook constitutive equation for normalized steel 50SiMnVB[J]. Ordnance Material Science and Engineering,2009,32(1):45-49.
- [6] ODESHI A G, BASSIM M N, AL-AMEERI S. Effect of heat treatment on adiabatic shear bands in a high-strength low alloy steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006,419 (1/2): 69-75.
- [7] 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.
- [8] 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(增刊 2):247-250.
WANG K H, ZHANG Y, DUAN J, et al. Experimental research on the mechanical properties of G50 alloy steel [J]. Acta Armamentarii,2009,30(Suppl 2):247-250.
- [9] 张胜男,程兴旺. Aermet100 超高强度钢的动态力学性能研究[J]. 材料工程,2015,43(12):24-30.
ZHANG S N, CHENG X W. Dynamic mechanical properties of Aermet100 ultra-high strength steel [J]. Journal of Materials Engineering, 2015,43(12):24-30.
- [10] LIU J X, LI S K, ZHOU X Q, et al. Adiabatic shear banding in a tungsten heavy alloy processed by hot-hydrostatic extrusion and hot torsion[J]. Scripta Materialia, 2008, 59 (12): 1271-1274.
- [11] LI Y Y, HU K, LI X Q, et al. Fine-grained 93W-5.6Ni-1.4Fe heavy alloys with enhanced performance prepared by spark plasma sintering [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013,573:245-252.
- [12] HU K, LI X Q, GUAN M, et al. Dynamic deformation behavior of 93W-5.6Ni-1.4Fe heavy alloy prepared by spark plasma sintering[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,2016,58:117-124.
- [13] 刘晓俊,任会兰,宁建国. 不同配比 W/Zr 活性材料冲击反应实验研究[J]. 材料工程,2017,45(4):77-83.
LIU X J, REN H L, NING J G. Experimental study on impact response of W/Zr reactive materials with different proportions [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(4):77-83.
- [14] 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 and Engineering: A, 2015,640:82-90.
- [15] GONG X, FAN J L, DING F, et al. Effect of tungsten content on microstructure and quasi-static tensile fracture characteristics of rapidly hot-extruded W-Ni-Fe alloys[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials,2012,30(1):71-77.
- [16] PERZYNA P. Fundamental problems in viscoplasticity [J]. Advances in Applied Mechanics, 1966, 9(2):244-368.
- [17] 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.
- [18] 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 J, HU S S. Research of dynamic mechanical behaviors of G50 steel[J]. Engineering Mechanics,2006,23(6):107-109.
- [19] KIM D S, NEMAT-NASSER S, ISAACS J B, et al. Adiabatic shear band in WHA in high-strain-rate compression [J]. Mechanics of Materials, 1998,28(1):227-236.

基金项目:国家重点研发计划项目(2016YFB0300104)

收稿日期:2017-12-17;修订日期:2019-03-09

通讯作者:王春旭(1971—),男,教授级高级工程师,博士,主要从事超高强度钢及合金方面的研究工作,联系地址:北京市海淀区高梁桥斜街13号院钢铁研究总院南院新材料大楼729(100081),E-mail:wangchunxu@ncrcast.com

(本文责编:寇凤梅)