

锻造工艺对航空轴承钢 G13Cr4Ni4Mo4VA 棒材冲击性能的影响

王 瑞^{1,2} 张洋鹏¹ 战东平¹ 姜周华¹ 薛向欣¹ 杨 亮² 瞿晓刚² 周伟基² 张慧书³

(1 东北大学材料与冶金学院,沈阳 110004;2 抚顺特殊钢股份有限公司技术中心,抚顺 113001;

3 辽宁科技学院冶金学院,本溪 117004)

摘 要 G13Cr4Ni4Mo4VA 轴承钢(∕% : 0.13C, 4.13Cr, 3.52Ni, 4.39Mo, 1.19V)由 6 t 真空感应炉 + 1.3 t (Φ406 mm)真空自耗炉熔炼,并经锻造(1 160 ℃加热,≥1 140 ℃开锻,≥900 ℃终锻)生产成 Φ120 mm 棒材。力学性能试样经 1 100 ℃ 80 min 淬火(N₂气冷),-73 ℃ 2 h 冷处理,3 次回火;550 ℃ 2 h 空冷处理。其冲击值 a_{ku} 为 27.1 ~ 39.5 J/cm²,低于标准 87.5 J/cm² 要求。经试验得出,由于锻造温度过高,造成 δ 铁素体在晶界的析出,使棒材冲击性能降低。通过锻造工艺优化,将钢锭加热温度由原 1 160 ℃ 降至 1 110 ℃,避免 δ 铁素体的析出,棒材的平均 a_{ku} 冲击值提高至 113.6 J/cm²。

关键词 棒材 航空轴承钢 G13Cr4Ni4Mo4VA 锻造工艺 δ 铁素体 冲击性能

Effect of Forging Process on Impact Toughness of Bearing Steel Bar G13Cr4Ni4Mo4VA for Aviation

Wang Rui^{1,2}, Zhang Yangpeng¹, Zhan Dongping¹, Jiang Zhouhua¹, Xue Xiangxin¹, Yang Liang²,

Qu Xiaogang², Zhou Weiji² and Zhang Huishu³

(1 School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004;

2 Technical Center, Fushun Special Steel Co Ltd, Fushun 113001;

3 School of Metallurgy, Liaoning Institute of Science and Technology, Benxi 117004)

Abstract The bearing steel G13Cr4Ni4Mo4VA (∕% : 0.13C, 4.13Cr, 3.52Ni, 4.39Mo, 1.19V) is melted by 6 t vacuum induction furnace + 1.3 t (Φ406 mm) vacuum arc remelting furnace, and forged to Φ120 mm bar with heating at 1 160 ℃, beginning forging at ≥1 140 ℃ and end forging at ≥900 ℃. The specimen for mechanical properties examination is quenched at 1 100 ℃ for 80 min (N₂ gas cooling), cold treated at -73 ℃ for 2 h and 3 times tempering treated at 550 ℃ for 2 h, air cooling. The impact value a_{ku} is 27.1 ~ 39.5 J/cm², lower than that of requirement of standard i. e. 87.5 J/cm². It is obtained by test that due to higher forging temperature, led to δ ferrite precipitating at grain boundaries, the impact value of bar decreases. With optimizing forging process, decreasing ingot heating temperature to 1 110 ℃ from original 1 160 ℃ to avoid the δ ferrite precipitation, the average impact value a_{ku} of bar increases to 113.6 J/cm².

Material Index Bar, Bearing Steel G13Cr4Ni4Mo4VA for Aviation, Forging Process, δ Ferrite, Impact Toughness

G13Cr4Ni4Mo4VA 作为一种优质航空用轴承钢在航空发动机中被大量采用。抚顺特钢生产的某批次轴承钢在力学检测中出现了冲击值偏低的现象。针对这一问题,通过实验,发现这批轴承钢有大量 δ 铁素体在晶界析出,δ 铁素体的存在会严重损害钢的冲击性能^[1]。δ 铁素体的硬度约为 200 HV,比马氏体组织硬度低 150 HV 左右,钢的强度一般随硬度增加而增加,铁素体的存在会降低抗拉强度和屈服强度^[2,4]。

1 试验过程

试验钢采用的冶炼流程为真空感应炉熔炼 + 真空自耗重熔,真空感应炉的炉容为 6 t,钢液浇铸为 3 根直径 338 mm 棒状铸锭,铸锭直接作为自耗电使用,真空自耗重熔后得到直径为 406 mm 圆锭,单根锭重 1.3 t。铸锭的化学成分如表 1 所示。

表 1 试验用 G13Cr4Ni4Mo4VA 钢分析成分 / %
Table 1 Analysis of test steel G13Cr4Ni4Mo4VA / %

C	Cr	Ni	Mo	V
0.13	4.13	3.52	4.39	1.19

冶炼的铸锭经过锻造加工为直径 120 mm 棒材。原始锻造工艺为:钢锭加热温度 1 160 ℃、开锻温度 ≥1 140 ℃、终锻温度 ≥900 ℃。锻后进行红送退火,退火温度为 700 ℃,保温时间 > 8 h。

试样的热处理为:首先在 1 100 ℃ 下真空保温 80 min 后淬火,用 0.2 MPa N₂ 气气冷;淬火后的试样放入 -73 ℃ 干冰酒精中冷处理 2 h,空气中升温到室温;然后试样经 550 ℃ 2 h 回火,空冷,反复进行 3 次回火。

试验设备为 Gleeble-3800 试验机。冲击试验按照 GBT229-2007 标准进行,试样尺寸 (mm) 为 10 ×

10 × 55, 采用 2 mm 深的 U 型缺口。

2 实验结果与讨论

G13Cr4Ni4Mo4VA 钢用于航空轴承的标准要求冲击韧性(即 a_{ku} 值)大于 87.5 J/cm^2 , 洛氏硬度(即 HRC 值)大于 35 HRC。由表 2 可以看出试样的冲击韧度值(a_{ku})偏低, 不能满足航空发动机的要求。

从图 1(a)可见, 该钢组织为板条马氏体, 其上均匀、弥散分布细小的碳化物; 在晶界上存在着沿变形方向分布的 δ 铁素体, 并与基体之间有明显界面, 白色组织较基体 Ni 含量低 50%, Mn 也略低, 有明显的偏析。

从图 1(b)中看出, 主要为板条马氏体组织, 沿变形方向分布着黑色条状组织, 主要为 δ 铁素体。

对冲击试样断口观察发现其纤维区很窄, 仅约 0.7 mm, 几乎没有剪切唇; 没有发现白点、缩孔等缺陷。从图 2(a₁, b₁, c₁)中可以看出, 在纤维区和剪切唇区断口主要为韧窝, 韧窝小而浅, 同时发现沿晶界断裂的小平面形貌特征, 界面撕断处韧窝沿扩展方向拉长; 在断口扩展区主要为准解理断

表 2 优化前 $\Phi 120 \text{ mm}$ G13Cr4Ni4Mo4VA 钢棒材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of steel G13Cr4Ni4Mo4VA $\Phi 120 \text{ mm}$ bar before optimization

σ_b / MPa	$\sigma_{p0.2} / \text{MPa}$	$\delta_5 / \%$	$\psi / \%$	$K_{1C} / (\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}})$	HRC	$a_{ku} / (\text{J} \cdot \text{cm}^{-2})$
1 406	1 185	17.1	71.2	60	44.0	38.9
1 406	1 223	16.5	70.6	64	43.4	27.1
1 415	1 167	16.4	70.8	63	43.9	38.8
					44.1	39.4
					44.0	32.7
					44.0	39.5

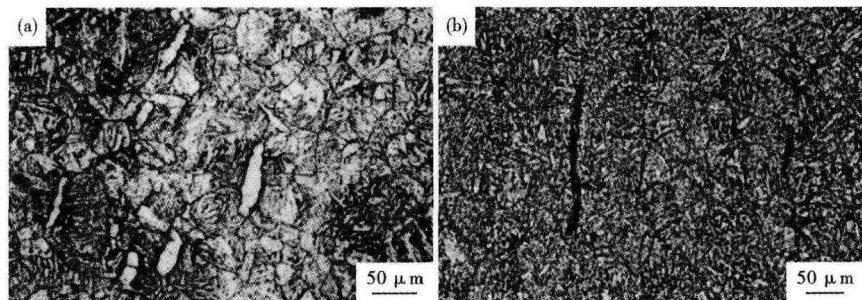


图 1 工艺优化前 G13Cr4Ni4Mo4VA 钢 $\Phi 120 \text{ mm}$ 棒材 1 100 °C 淬火-550 °C 回火后组织(a)和冲击试样纵向组织(b)形貌

Fig. 1 Morphology of structure of steel G13Cr4Ni4Mo4VA $\Phi 120 \text{ mm}$ bar quenched at 1 100 °C-tempered at 550 °C (a) and longitudinal structure of impact specimen (b), before optimization

口形貌特征, 有少量韧窝, 甚至几乎没有韧窝。由此看出, 晶界弱化应是冲击韧性低的主要原因, 即沿晶界分布的 δ 铁素体是造成材料冲击性能低的原因。

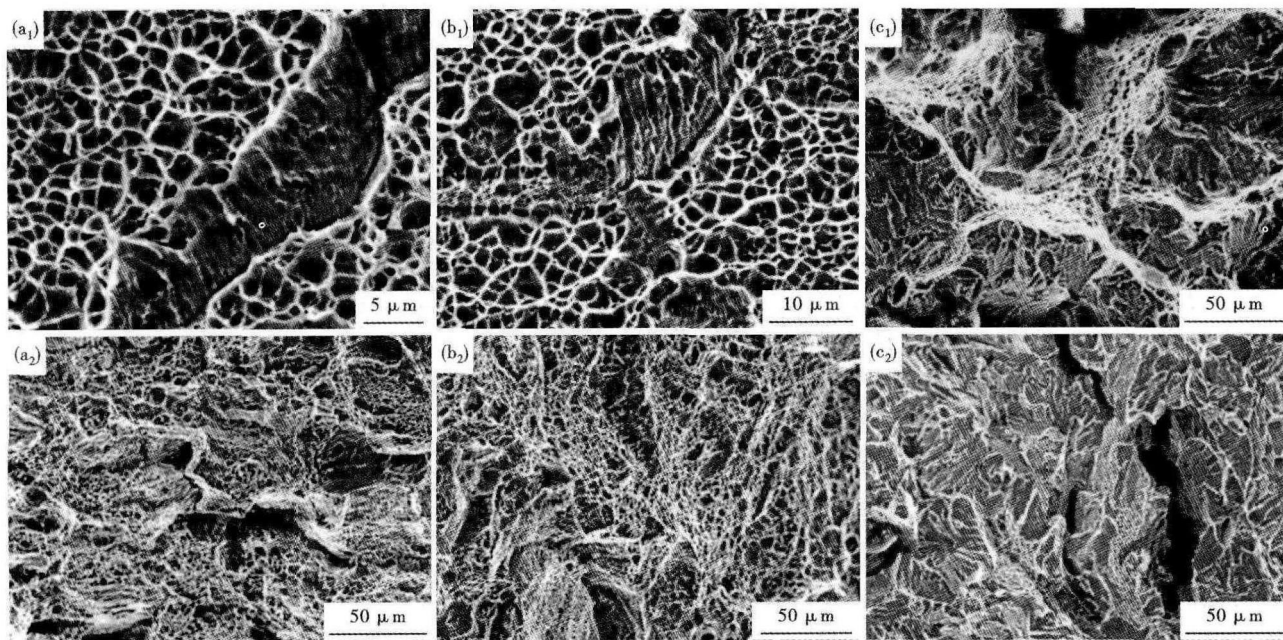


图 2 工艺优化前(a₁, b₁, c₁)和优化后(a₂, b₂, c₂)G13Cr4Ni4Mo4VA 钢 $\Phi 120 \text{ mm}$ 棒材冲击断口形貌:(a₁)(a₂)纤维区;(b₁)(b₂)剪切唇区;(c₁)(c₂)扩展区

Fig. 2 Morphology of impact fracture of steel G13Cr4Ni4Mo4VA $\Phi 120 \text{ mm}$ bar before optimization (a₁, b₁, c₁) and after optimization (a₂, b₂, c₂): (a₁) (a₂) fibre zone; (b₁) (b₂) shear lip zone; and (c₁) (c₂) developing zone

δ 铁素体是钢中元素偏析所造成的,其生成机理与奥氏体化加热温度密切相关^[5],当加热温度较高时, δ 铁素体在原奥氏体晶界处形核,快速生长,呈多边形网状分布,使钢的冷脆性转变温度升高;同时破坏了钢的基体连续性^[6]。当 δ 铁素体呈网状分布时,冲击韧性降低更多;钢的强度也随 δ 铁素体增多而降低,但一般不显著。

δ 铁素体形核和长大主要受加热温度与时间影响^[7-9]。生产实践表明,G13Cr4Ni4Mo4VA 钢如果在高于 1 150 °C 加热,或者在 1 000 °C 左右停留时间过长,则会出现大量的 δ 铁素体。在实际的生产条件下,加热时奥氏体 γ 向 δ 的转变比较容易,而 δ 向 γ 的转变较困难。一般生产条件下不能达到平衡图所需的冷却速度,因此高温加热后形成了大量的 δ 铁素体,最终被保留在钢的常温组织中。

3 工艺优化及改进

为提高冲击韧性,在生产中降低了钢锭的锻造温度,将加热温度由原来的 1 160 °C 降低至 1 110 °C。开锻温度 $\geq 1 000$ °C、终锻温度 ≥ 800 °C。其他冶炼和热处理等工艺制度保持不变。由表 3 可以看出,锻造工艺优化后,冲击韧性得到了显著提高, a_{ku} 值由原来的低于 40 J/cm² 提升至 110 J/cm² 左右,远高

表 3 工艺优化后 G13Cr4Ni4Mo4VA 钢 $\Phi 120$ mm 棒材的力学性能

Table 3 Mechanical properties of steel G13Cr4Ni4Mo4VA $\Phi 120$ mm bar after optimization

σ_b / MPa	$\sigma_{p0.2}$ / MPa	δ_5 /%	ψ /%	K_{1C} / (MPa \sqrt{m})	HRC	a_{ku} / (J \cdot cm ⁻²)
1 406	1 196	17.1	71.2	78	43.3	75.3
1 412	1 182	16.8	72.1	K=65*	43.8	113.4
1 409	1 217	17.8	72.8	K=63*	43.2	102.9
					44.0	119.0
					43.9	138.0
					43.9	133.2

参考文献

- [1] 马力深,钟约先,马庆贤,等. δ 铁素体对 12% Cr 超超临界转子钢冲击性能的影响[J]. 清华大学学报(自然科学版),2008,48(11):1887-1889.
- [2] Sawada K, Kimura K, Abe F. Mechanical Response of 9% Cr Heat-Resistant Martensitic Steels to Abrupt Stress Loading at Temperature [J]. Materials Science and Engineering,2003,358(1-2):52-58.
- [3] Irvine K J, Pickering F B, Gladman T. Grain-Refined C-Mn Steels [J]. Journal of the Iron and Steel Institute,1967,205(2):161-182.
- [4] Kozasu I. Effect of Factors in Hot-Rolling on Properties of a C-Si-Mn Structure-Steel[J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan,1972,12(3):241-250.
- [5] 吴俊,闵永安,吴晓春,等. 影响低镍 718M 钢先共析铁素体析出的因素[J]. 材料热处理学报,2010,31(1):91-95.
- [6] 陈再枝,马党参. 塑料模具钢应用手册[M]. 北京:化学工业出版社,2005.

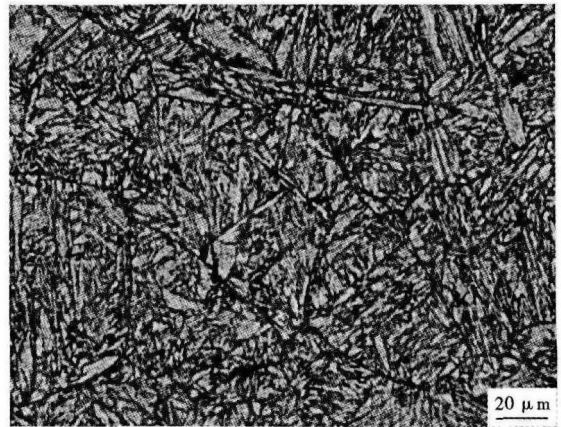


图 3 工艺优化后 G13Cr4Ni4Mo4VA 钢冲击试样组织形貌
Fig. 3 Morphology of structure of steel G13Cr4Ni4Mo4VA impact specimen, after optimization

于标准要求的 87.5 J/cm²。

将降低锻造温度后的冲击试样在金相显微镜下观察,其最终组织为板条马氏体,高倍组织中没有发现 δ 铁素体的存在,见图 3。

对冲击试样断口观察发现其纤维区较宽约 1.5 mm,没有发现白点、缩孔等缺陷。从图 2(a₂, b₂, c₂) 可见,工艺优化后的断口在纤维区和剪切唇区断口形貌主要为韧窝,韧窝小而浅,纤维区断面起伏大,在两区没有发现沿晶界断裂的形貌特征;在断口扩展区主要为准解理断口形貌特征,并有少量韧窝。

4 结论

(1) 在抚钢原有的生产工艺条件下,造成棒材冲击性能偏低的原因是由于沿晶界分布析出的 δ 铁素体所造成的。

(2) 将锻造加热温度由 1 160 °C 降低至 1 110 °C,可有效的避免 δ 铁素体的析出,提高棒材的冲击性能。

国家 863 项目资助(2012AA03A503)

作者简介 41 页

收稿日期:2015-06-19

Φ300 mm 圆锻造变形量为 30% 后 Φ250 mm 圆棒材。

由图 4 可以看出,经过不同的正火工艺进行预备热处理后的试样,晶粒度发生一定的变化。没有经过变形的试样晶粒不均匀,大晶粒和小晶粒的尺寸相差较大。860 °C 145 min 正火的试样中大晶粒的尺寸可达 70 ~ 80 μm,而较小的晶粒只有 10 μm 左右。而 900 °C 145 min 正火制度预备热处理的晶粒比 860 °C 145 min 制度的要细小均匀得多。

正火是一个再结晶和奥氏体化的过程,23Co-Ni 钢的 A_{c3} 温度为 827 °C,通常正火温度为 A_{c3} 以上 30 ~ 50 °C,提供一定的过热度,可以加速奥氏体的形核。因此正火温度不应低于 860 °C。在 860 ~ 980 °C 正火,较低的温度晶粒长大的倾向较小,但奥氏体均匀化所需的时间较长,保温时间的延长也可能使晶粒长大。所以在时间相同的情况下,正火温度较低时,晶粒没有得到充分的均匀化。

综合变形参数和预备热处理的配合效果来看,经过预备热处理后晶粒可以得到细化,而且变形温度越高,细化的效果越明显,如 1 180 °C 不变形空冷的晶粒度为 4 级,经预备热处理后可以达到 7 级,但变形温度太高后即使经过预备热处理也不能细化到规定的级别,如变形温度达到 1 220 °C 后,晶粒虽然也通过预备热处理而得到了细化,但不变形的状态晶粒仍很大,只有 5.5 级。因此锻件的变形应尽量避免较高的加热温度,以免晶粒过分长大。

3 结论

(1) 对于 23Co-Ni 钢,在变形量为 30% 时,将变形温度控制在 1 000 ~ 1 140 °C 可获得细小的完全再结晶组织,同时改善微观组织均匀性。

(2) 应用正火工艺进行预备热处理可以提高晶粒度级别,均匀组织。合适的正火温度在 900 ~ 950 °C,且保温时间不宜过长,防止晶粒过分长大。

国家自然科学基金项目资助(51174050)

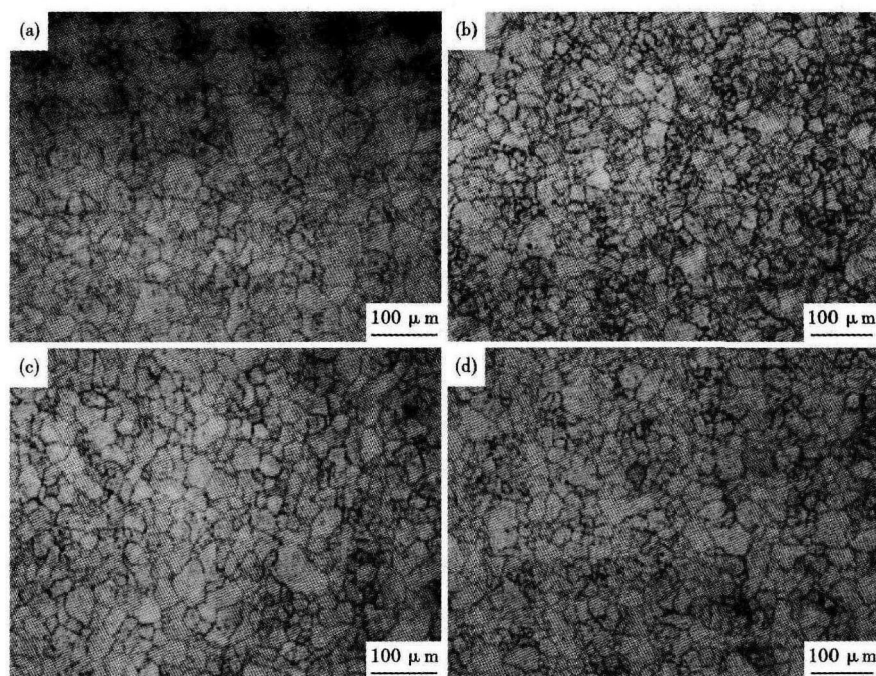


图 4 预备热处理对锻造前后实验钢晶粒的影响:锻造前 Φ300 mm- (a) 860 °C 145 min,空冷,6.5 级,(b) 900 °C 145 min,空冷,7.0 级;锻造后 Φ250 mm(变形 30%)- (c) 860 °C 145 min,空冷,6.5 级,(d) 900 °C 145 min,空冷,7.0 级

Fig. 4 Effect of conditioning heat treatment on grains in test steel before and after forging: before forging, Φ300 mm bar- (a) heating at 860 °C for 145 min, air cooling, rating 6.5; (b) heating at 900 °C for 145 min, air cooling, rating 7.0; after forging, Φ250 mm bar (deformation 30%)- (c) heating at 860 °C for 145 min, air cooling, rating 6.5; (d) heating at 900 °C for 145 min, air cooling, rating 7.0

参考文献

- [1] Wang L D, Jiang L Z, Zhu M, et al. Improvement of Toughness of Ultrahigh Strength Steel Aermet 100 [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2005, 21: 160-168.
- [2] 赵振业, 李春志, 李志, 等. 探索强韧化机理, 创新超高强度高韧性不锈钢 [J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(5): 202-206.
- [3] Hu Z R, Wu X F. High Resolution Electron Microscopy of Precipitates in High Co-Ni Alloy Steel [J]. Micron, 2003, 34(1): 19-23.
- [4] Grujicic M. Implication of Elastic Coherency in Secondary Hardening of High Co-Ni Martensitic Steels [J]. Journal of Materials Science, 1991, 26(5): 1357-1362.
- [5] Ayer R, Machmeier P. On TiC Characteristics of M_2C Carbides in the Peak Hardening Regime of Aermet 100 Steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(3): 903-905.
- [6] 李志, 赵振业. Aermet 100 钢的研究与发展 [J]. 航空材料学报, 2006, 26(3): 265-269.
- [7] 陈春, 易幼平, 李蓬川. 23Co13Ni11Cr3Mo 超高强度钢模锻件锻造工艺研究 [J]. 热加工工艺, 2011, 40(17): 15-18.
- [8] 王春旭, 刘宪民, 田志凌, 等. 超高强度 23Co14Ni12Cr3MoE 钢的热变形行为研究 [J]. 航空材料学报, 2011, 31(6): 19-23.
- [9] 黄始全, 易幼平, 李蓬川. 23Co14Ni11Cr3Mo 超高强度钢的高温变形行为 [J]. 材料研究学报, 2011, 25(3): 283-288.

王瑞(1968-), 女, 博士研究生(东北大学), 教授级高级工程师, 1990 年东北工学院(本科)毕业, 超高强度钢研究。
E-mail: wangrui871@163.com

收稿日期: 2015-06-02