

减速机齿轮轴断齿原因分析

董雪娇^{1,2}

(1. 攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 四川攀研检测技术有限公司, 四川 攀枝花 617000)

摘要:针对减速机齿轮轴发生断齿现象,进行了化学成分分析,利用金相分析技术研究了齿轮轴内部微观组织结构以及产生缺陷的原因,采用扫描电镜观察断口形貌特征,以及通过硬度计算方法计算了齿部的硬化层深度,并对齿顶渗碳淬火硬化层进行了数学校验。结果表明,由于齿轮在淬火加热时温度过高,导致齿轮内部出现粗大马氏体及网状碳化物,齿面存在严重的内氧化现象致使齿部材料脆化,进而出现沿晶裂纹和掉块,并且在齿轮轴存在安装偏载且硬度偏低的协同作用下发生断齿现象。

关键词: 齿轮轴; 内氧化; 材料脆化; 沿晶裂纹

中图分类号: TF76, TH132.46

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)03-0191-06

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.03.029

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Analysis of the gear shaft broken teeth of the reducer

Dong Xuejiao^{1,2}

(1. Pangang Group Research Institute Co., Ltd, State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources; 2. Comprehensive Utilization, 617000, Sichuan, China; Sichuan Panyan Testing Technology Co., Ltd, Panzhuhua, 617000, Sichuan, China)

Abstract: Aiming at the broken phenomenon of the gear shaft in a reducer, the chemical composition of the gear shaft was analyzed; the internal microstructure of the gear shaft and the causes of defects were studied by metallographic analysis technology. The fracture morphology was observed by scanning electron microscope, and the hardened layer depths of the tooth were calculated by the hardness calculation method, and the carburized and quenched hardened layers on the tooth top were mathematically verified. The results show that the high temperature of the gear during quenching and heating leads to the appearance of coarse martensite and network carbide in the gear. There is a serious internal oxidation phenomenon on the tooth surface, resulting in the embrittlement of the tooth material, and then intergranular cracking and blocks falling. In addition, the phenomenon of broken teeth occurs under the synergistic effect of the eccentric loads and low hardness.

Key words: gear shaft, internal oxidation, material embrittlement, intergranular crack

0 引言

减速机是一种常用作原动件与工作机之间的减

速传动装置,用以匹配转速和起到传递转矩的作用,在其众多分类中,齿轮减速机由于具有体积小、传动效率高、耗能低、性能优越等特点,因此在实际工

收稿日期: 2021-03-03

作者简介: 董雪娇, 1990年出生,女,陕西富平人,硕士,主要研究方向:金属材料检测及失效分析, E-mail: 516485913@qq.com。

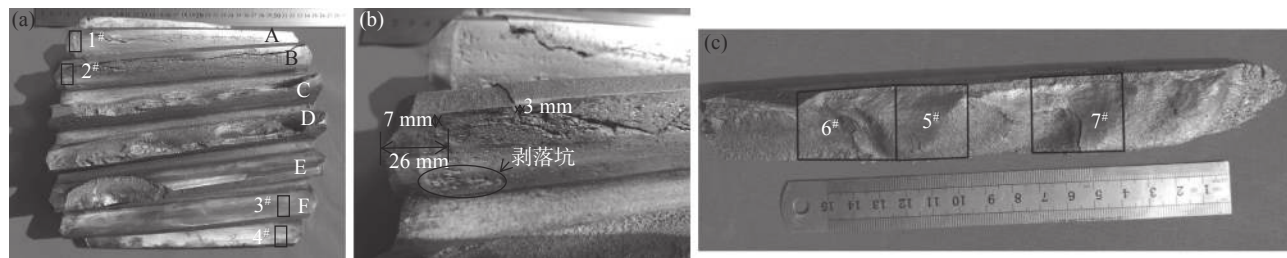
程中应用较多。齿轮亦是机器中传动功率和运动的重要部件,它具有结构紧凑、传动比准确及传动效率高等优点,因而在机械装备上更是得到了广泛应用^[1]。针对不同的齿轮轴发生的断齿现象,众多科研人员已做出了大量研究,高占盛等人^[2]对重型卡车用变速箱齿轮在使用过程中发生早期断裂进行研究,发现该齿轮断裂形式为弯曲疲劳断裂,主要原因是齿轮次表层存在大尺寸的非金属夹杂而导致了严重的应力集中;位君等人^[3]对某变速器齿轮在进行耐久试验时发生失效进行研究,发现齿根区域硬化层较浅、硬度较低是造成齿轮疲劳断裂的主要原因;张晓菊等人^[4]对某变速器中间轴发生断齿失效进行了研究,发现由于齿根圆角处存在非马氏体网状组织,从而降低了中间轴的疲劳极限强度,并且断裂源处还存在非金属夹杂物,促进了疲劳裂纹的产生。

某单位一吊车在使用过程中突然无法正常工作,使用人员随即开展检查,发现是减速机齿轮轴发生损坏,该齿轮轴材质为 20CrMnMo,热处理制度为:齿部渗碳淬火 HRC60±2,成品状态下渗碳层深度 2.1~2.4 mm,其余不渗碳,轴径部分硬度(HB)不低

于 241。20CrMnMo 是一种高强度的渗碳钢,常被用来制作高要求的齿轮轴等零部件^[5],但该齿轮轴却在使用期发生了断齿现象,因此笔者综合分析了该齿轮轴断齿的失效原因,希望能够用于指导生产实践,以避免类似事故的发生。

1 宏观形貌

断齿宏观形貌如图 1 所示,断齿部位局部放大见图 1(a),图中显示 C 齿和 D 齿几乎全齿断裂,E 齿断掉了约三分之一,B 齿受压侧上齿面存在贯穿裂纹,A 齿受压侧上齿面存在长约齿长三分之一的裂纹。局部放大发现,A 齿和 B 齿受压侧都存在磨损现象,磨痕距齿端面约 7 mm;A 齿和 B 齿上齿面的裂纹都起裂于齿顶面下约 3 mm、距齿左端面约 26 mm 处,起裂处有金属剥落现象。齿轮轴上的所有齿受压侧都存在剥落坑,大部分剥落坑已经串连成了凹坑带,凹坑带不平行于齿顶面,说明受压侧上的齿间啮合点距齿顶面的距离随啮合时间的延长而增大。



(a) 断齿部位的局部放大形貌; (b) 人工断齿的宏观形貌

图 1 齿轮轴宏观形貌及取样位置

Fig. 1 Macro-morphology and sampling position of the gear shaft

人工轻敲 B 齿受压侧上齿面裂纹部,敲下的断齿形貌见图 1(b),观察发现,每个断齿面至少存在两个裂纹源,主裂纹裂纹源位于齿受压侧上齿面最先啮合部,裂纹扩展方向与齿面依次啮合的走向相同,且主裂纹起源位于渗碳淬火层下,断齿上齿面都存在一层脆断区,脆断层厚度约 2 mm。

2 研究结果及分析

2.1 化学成分分析

在 1[#]和 2[#]的齿根下轴径部位切取化学分析试样,用直读光谱仪测定其化学成分,结果见表 1,与 GB/T 3077-2015 中的 20CrMnMo 钢的化学成分相

比,该齿轮轴化学成分满足 GB/T 3077-2015 标准要求。

2.2 金相组织

在齿轮轴的掉齿部位和人工断齿上切取金相、电镜和硬度试样,取样位置及编号见图 1。1[#]样观察面平行于齿顶面,并位于齿顶面下 20 mm,经磨制抛光后在显微镜下观察,发现存在分散分布颗粒状硫化物夹杂和单颗的复合夹杂物,按 GB/T 10561-2015 标准评定非金属夹杂物结果见表 2。2[#]、3[#]观察面为垂直于齿轮轴轴向的齿部全截面,磨抛后同样发现样面上存在复合夹杂物,受压侧磨损部位均存在沿晶裂纹,3[#]样非受压侧存在沿晶掉块和裂纹

(见图 2(d)), 2[#]齿顶面存在沿晶界分布的深灰色物质(见图 2(b)), 该深灰色物质一般是在渗碳热处理过程中产生内氧化而造成的, 其深度约为 1 mm, 根据标准 GB/T 25744-2010《钢件渗碳淬火回火金相检验》中表层内氧化层深度的级别评定, 该内氧化层

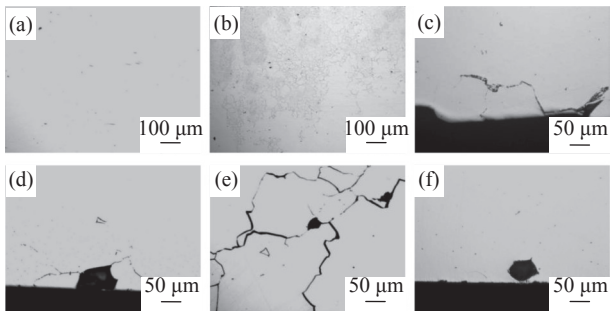
级别已高于 6 级, 说明齿面存在很严重的内氧化现象。5[#]样观察面为垂直于断齿裂纹扩展方向, 磨抛后发现断口上存在大量次生沿晶裂纹, 且沿晶裂纹的交界处存在掉块现象(见图 2(e)), 非受压侧存在沿晶掉块和裂纹(见图 2(f))。

表 1 齿轮轴的化学成分
Table 1 Composition analysis of the gear shaft

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo
GB/T 3077-2015	0.17 ~ 0.23	0.17 ~ 0.37	0.90 ~ 1.20	≤0.030	≤0.030	1.10 ~ 1.40	≤0.30	≤0.30	0.20 ~ 0.30
齿轮轴	0.188	0.271	0.895	0.014	0.024	1.13	0.062	0.150	0.214

表 2 1[#]非金属夹杂物评级
Table 2 Non-metallic inclusion rating of 1[#] sample

试样编号	A	B	C	D	DS
1	1.5e	0.5	1.0	1.0	1.0

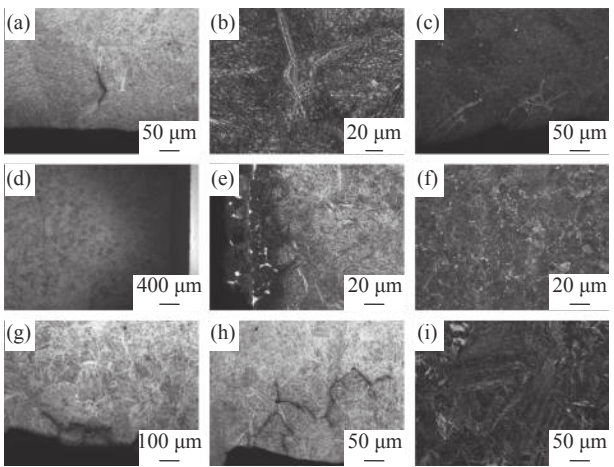


(a) 1[#]非金属夹杂物; (b) 2[#]齿顶面表层的沿晶深灰色物质; (c) 3[#]受压侧磨损部位裂纹; (d) 3[#]非受压侧沿晶掉块和裂纹; (e) 5[#]断口上沿晶裂纹和掉块; (f) 5[#]非受压侧沿晶掉块和裂纹

图 2 试样抛光态形貌

Fig. 2 Morphology of the polished samples

将上述试样用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后观察发现, 所有试样的受压侧和非受压侧均存在沿晶裂纹, 且有粗大的贝氏体形貌, 如图 3 所示。2[#]样齿内部存在与上齿面和齿顶面轮廓相似的次生裂纹, 其形貌见图 3(d), 齿顶面表层存在沿晶深灰色物质和网状碳化物(见图 3(e)(f)), 根据标准 GB/T 25744-2010 中渗碳层碳化物级别评定, 该网状碳化物级别大约在 4.5 级左右, 碳化物的出现是由于加热温度过高, 保温时间太长, 造成奥氏体晶粒的粗大, 并在缓慢冷却过程中, 碳化物沿晶界析出。有研究表明^[6], 网状碳化物的存在将使钢的力学性能显著降低, 尤其是冲击韧性下降, 脆性增大, 制造的工模具易在使用过程中崩刃或开裂。



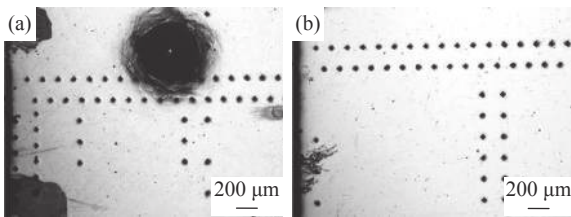
(a) 1[#]受压侧贝氏体和沿晶裂纹; (b) 1[#]非受压侧的沿晶裂纹; (c) 2[#]受压侧面沿晶裂纹; (d) 2[#]内部次生裂纹; (e) 2[#]齿顶面碳化物; (f) 2[#]齿顶面沿晶物质; (g) 3[#]受压侧沿晶界裂纹; (h) 5[#]受压侧磨损处沿晶界裂纹; (i) 5[#]内部粗大贝氏体

图 3 试样腐蚀态形貌

Fig. 3 Corrosion morphology of the samples

2.3 硬度分析

取 4[#]样进行硬度分析, 试验面为垂直于齿轮轴轴向的截面, 将试样磨制抛光后, 按 GB/T 9450-2005 标准要求, 用维氏硬度计分别测试齿顶和齿非受压侧面的渗碳淬火硬化层深度、齿顶表层和齿非受压侧表层硬度, 维氏硬度测试点位置见图 4, 测试结果见表 3 ~ 4。



(a) 齿顶维氏硬度测试点; (b) 齿非受压侧维氏硬度测试点

图 4 硬度测试点位置示意

Fig. 4 Hardness testing points location

表 3 齿顶的维氏硬度检测结果
Table 3 Vickers hardness testing results of the tooth tip

试验目的	硬度值(HV1)												硬度点确定/mm
渗碳淬火硬化层深度	592	611	599	601	603	604	607	596	586	582	572	585	齿顶($a_1=0.15$, 点间距0.075, 行距0.2)
	568	567	565	557	566	558	553	561	560	538	543	532	
	539	528	549	532	526	542	522	504	517	492	500		
硬化层深度校核	554	561	559	553	550	543							$d_1=1.65$
	529	544	554	546	555	543							$d_2=1.85$
表层硬度	618	630	630										$a=0.15$
	588	593	588										$a=0.65$

表 4 齿非受力侧面的维氏硬度检测结果
Table 4 Vickers hardness testing results of the non-stress side of the tooth

试验目的	硬度值(HV1)												硬度点确定/mm
渗碳淬火硬化层深度	627	611	608	603	611	591	583	590	585	587	587	593	齿非受压侧($a_1=0.15$, 点间距0.075, 行距0.2)
	583	577	576	569	572	570	574	560	567	552	543	546	
	512	515	538	469	459								
硬化层深度校核	545	562	550	550	566	560							$d_1=1.725$
	549	505	529	544	530	529							$d_2=1.925$
表层硬度	637	639	630										$a=0.15$

齿顶渗碳淬火硬化层深度计算:

$$d_1 = 1.65 \text{ mm} \quad d_2 = 1.85 \text{ mm}$$

$$H_1 \text{ 的平均值} = (554 + 561 + 559 + 553 + 550 + 543) / 6 = 553$$

$$H_2 \text{ 的平均值} = (529 + 544 + 554 + 546 + 555 + 543) / 6 = 545$$

$$H_s = 550$$

齿顶渗碳淬火硬化层深度

$$\text{CHD} = 1.65 + (1.85 - 1.65) \times (553 - 550) / (550 - 545) = 1.77 \text{ mm}$$

齿顶渗碳淬火硬化层深度 CHD 的数学校验见图 5。

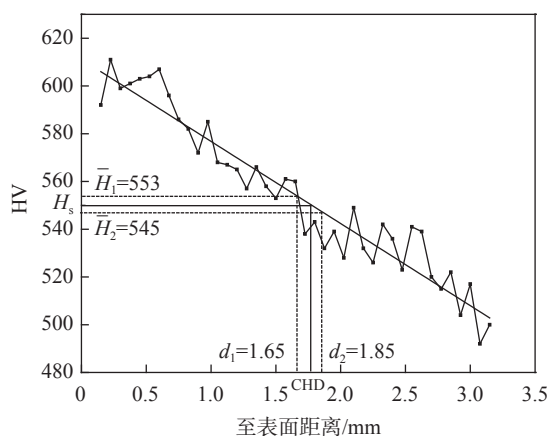


图 5 齿顶渗碳淬火硬化层深度 CHD 的数学校验

Fig. 5 Mathematical verification of the hardened layer depth CHD by carburizing and quenching of the tooth tip

齿非受压侧渗碳淬火硬化层深度计算:

$$d_1 = 1.725 \text{ mm} \quad d_2 = 1.925 \text{ mm}$$

$$H_1 \text{ 的平均值} = (545 + 562 + 550 + 550 + 566 + 560) / 6 = 556$$

$$H_2 \text{ 的平均值} = (549 + 505 + 529 + 544 + 530 + 529) / 6 = 531$$

$$H_s = 550$$

齿非受力侧渗碳淬火硬化层深度

$$\text{CHD} = 1.725 + (1.925 - 1.725) \times (556 - 550) / (550 - 531) = 1.79 \text{ mm}$$

维氏硬度试验和计算结果显示, 齿顶和齿非受压侧渗碳淬火硬化层深度都小于图纸规定的成品状态下渗碳层深 2.1 ~ 2.4 mm 的要求。

齿部渗碳淬火 HRC 测试:

在距齿顶表面 $a=0.15 \text{ mm}$ 处, 测试三点维氏硬度值 (HV1) 分别为 618、630 和 630, 其平均值为 626, 按标准 GB/T1172-1999 规定将 626 换算成洛氏硬度 (HRC), 得到齿顶表层渗碳淬火的洛氏硬度为 56.5。

在距齿非受压侧表面 $a=0.15 \text{ mm}$ 处, 测试三点维氏硬度值 (HV1) 分别为 637、639 和 630, 其平均值为 635, 按标准 GB/T1172-1999 规定将 635 换算成洛氏硬度 (HRC), 得到齿非受压侧表面渗碳淬火的洛氏硬度为 57.0。

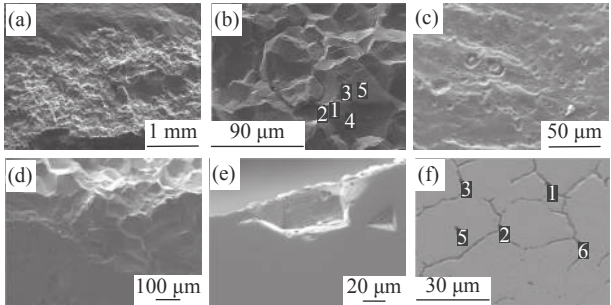
换算结果显示, 齿顶和齿非受压侧表层渗碳淬火的洛氏硬度 (HRC) 分别为 56.5 和 57.0, 都低于图

纸规定的齿部渗碳淬火洛氏硬度(HRC)60±2 的要求。

2.4 SEM 及 EDS 分析

用扫描电镜观察发现 6[#]样断口呈脆性和疲劳两个区域(见图 6(a)), 低倍观察渗碳淬火层呈细颗粒状, 放大发现其微观形貌呈冰糖状, 晶粒粗大且晶界弱化(见图 6(b)), 能谱成分显示晶界上还存在有含 Si、Mn、S 和 O 等元素的夹杂物(如表(5)所示)。断口的渗碳淬火层呈典型的沿晶脆性断口特征, 基体扩展区的疲劳裂纹形貌见图 6(c), 断口面与受压侧面的剥落坑都呈沿晶断口特征(见图 6(d)), 7[#]样非受压侧表面掉块余坑也呈沿晶断裂特征, 其晶界存在粗化现象(见图 6(e))。对金相检验中发现的 2[#]样齿顶面存在的沿晶深灰色物质进行分析, 其电镜形貌(见图 6(f)及微区能谱成分见表(6), 发现该灰色物质主要含有 Si、Cr、Mn、Fe 和 O 元素, 进一步

验证了齿顶面表层存在沿晶内氧化的现象, 该氧化物的存在会成为疲劳源, 最终导致产品断裂失效, 另外, 内氧化后的区域合金元素减少, 还会导致钢的淬透性下降。



(a) 断齿断口的低倍电镜; (b) 渗碳淬火层冰糖状特征; (c) 基体上裂纹扩展; (d) 断口与齿受压侧交界处沿晶断口; (e) 7[#]非受压侧表面沿晶掉块电镜; (f) 2[#]齿顶面内氧化

图 6 不同试样的 SEM 形貌
Fig. 6 SEM images of different samples

表 5 6[#]样沿晶断口晶界上夹杂物能谱分析成分结果
Table 5 Inclusions on the intergranular fracture boundaries of the 6[#] sample by EDS

图6(b)	O	Si	S	Ti	Cr	Mn	Fe	%
1	42.01	0.84	1.00		0.49		55.67	
2	13.38	0.46	0.79		1.16		84.21	
3	23.68	0.27	0.28		1.05	0.76	73.97	
4	28.70	0.64	1.13	0.80	1.13	1.09		
5		0.43			1.41	1.00	97.16	

表 6 2[#]样齿顶面内氧化能谱分析成分结果
Table 6 Oxide of tooth tip of the 2[#] sample by EDS

图6(f)	O	Si	Cr	Mn	Fe	%
1	26.66	1.88	19.59	11.79	40.08	
2	31.67	1.37	34.10	18.27	14.59	
3	28.78	1.20	32.95	17.97	19.10	
4	20.68	1.19	16.08	9.49	52.56	
5	0.58	0.44	1.00	1.38	96.61	

3 结论

1)宏观检验发现齿轮轴热装部位的圆周一边存在平行于齿轮轴线的刮伤痕, 而另一边没有, 说明齿轮轴安装不对中; 齿受压侧都存在金属剥落凹坑, 大部分凹坑已经串连成了凹坑带, 凹坑带不平行于齿顶面, 受压侧齿间啮合点距齿顶面的距离随啮合时间的延长而增大, 说明齿轮轴存在偏载现象。

2)金相检验发现齿断口的受压侧和非受压侧都存在沿晶掉块和裂纹, 齿内部的贝氏体组织粗大, 齿表层(渗碳淬火层)马氏体组织粗大。扫描电镜观察发现渗碳淬火层断口低倍观察呈细颗粒状, 微观形貌呈冰糖状, 晶粒粗大且晶界弱化, 晶界上有含 Si、Mn、S 和 O 元素的夹杂物, 是典型的沿晶脆性断口, 齿受压侧的磨损坑也呈沿晶断口特征。齿非受压侧次表面在受挤压力较小的情况下, 也存在沿晶掉块,

其余坑也呈沿晶断裂特征,说明齿渗碳淬火层晶界严重弱化,齿顶面表层存在沿晶界呈网状含有 Si、Cr、Mn、Fe 和 O 元素的物质,说明齿顶面存在沿晶的内氧化现象。这些都证明齿轮在淬火加热时存在过热现象,导致齿部材料脆化。

3) 硬度试验发现齿顶和齿非受压侧渗碳淬火硬化层深度都小于图纸规定的成品状态下渗碳层深 2.1~2.4 mm 的要求。维氏硬度换算结果显示,齿顶和齿非受压侧表层渗碳淬火的洛氏硬度都低于图

纸规定的齿部渗碳淬火洛氏硬度(HRC)60±2 的要求。说明齿轮齿面整体硬度偏低,其抗压和耐磨性都不足。

因此,造成该齿轮轴发生断齿的原因是齿轮在淬火加热时温度过高,导致齿轮内部出现粗大马氏体及网状碳化物,齿面存在严重的内氧化现象,致使齿部材料脆化,进而出现沿晶裂纹和掉块,并且在齿轮轴存在安装偏载且硬度偏低的协同作用下发生断齿现象。

参考文献

- [1] Zhang Xiaoyun, Zhou Xinjian. Analysis of gear failure in coal-mine machinery[J]. *Lubrication Engineering*, 2003, (5): 54-56.
(张潇云,周新建. 煤矿机械传动齿轮失效形式分析[J]. *润滑与密封*, 2003, (5): 54-56.)
- [2] Gao Zhansheng, Li Lingling. Failure analysis of the transmission gear[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44(S1): 236-239.
(高占盛,李玲玲. 变速箱齿轮断裂分析[J]. *金属热处理*, 2019, 44(S1): 236-239.)
- [3] Wei Jun, Wang Yi, Wu Xizhu, *et al.* Failure analysis of gear tooth fracture of a transmission[J]. *Automobile Parts*, 2019, 127(1): 44-46.
(位君,王义,吴喜柱,等. 变速器齿轮断齿失效分析[J]. *汽车零部件*, 2019, 127(1): 44-46.)
- [4] Zhang Xiaoju, Jia Shu, Li Jianlong. Failure analysis on auxiliary middle shaft of transmission[J]. *Hot Working Technology*, 2015, 44(16): 241-243.
(张晓菊,贾舒,李建龙. 变速箱副箱中间轴断齿失效分析[J]. *热加工工艺*, 2015, 44(16): 241-243.)
- [5] Song Tingfeng. Choice mine equipment reducer gear material[J]. *Coal Mine Machinery*, 2011, 32(7): 104-105.
(宋庭锋. 矿用设备齿轮箱齿轮材料的选取[J]. *煤矿机械*, 2011, 32(7): 104-105.)
- [6] Qiu Yajun, Ye Jianyi, Zhang Juanjuan. Influence of network carbide on impact property of steel GCr15[J]. *Bearing*, 2008, 11(4): 28-31.
(仇亚军,叶健熠,张娟娟. GCr15钢网状碳化物对其冲击性能的影响[J]. *轴承*, 2008, 11(4): 28-31.)

编辑 张继东

3D 打印技术造出新型钛合金

(5月31日消息)近日,包括澳大利亚皇家墨尔本理工大学、悉尼大学在内的国际研究团队将合金和3D打印工艺结合在一起,创造出了一种新的钛合金,这种合金在拉伸下坚固而不脆。这项发表在最新一期《自然》杂志上的突破,为在航空航天、生物医学、化学工程、空间和能源技术中应用的新一类更可持续的高性能钛合金的研制带来了希望。

新钛合金由两种钛晶体的混合物组成,称为 α -钛相和 β -钛相,每种钛晶体对应于特定的原子排列。研究人员在 α -钛相中设计了一种纳米级的氧梯度,具有坚固的高氧段和延展性的低氧段,从而能够对局部原子键施加控制,降低了潜在脆化的可能性。

该团队表示,这些新合金的诱人性能可与商业合金相媲美。悉尼大学副校长西蒙·林格教授表示,这项研究提供了一种新的钛合金系统,该系统具有广泛且可调的机械性能、高可制造性、巨大的减排潜力,也为同类系统材料设计提供了见解。

摘自 http://digitalpaper.stdaily.com/http_www.kjrb.com/kjrb/html/2023-06/01/content_554033.htm?div=-1