

· 工艺材料进展 ·

微合金化渗碳齿轮钢的研究进展

马 莉 王毛球 董 瀚

(钢铁研究总院先进钢铁材料技术国家工程研究中心,北京 100081)

摘 要 通过添加 Al、Nb、Ti、N 和 B 等微合金化元素可细化渗碳齿轮钢的晶粒,提高切削性能和钢的疲劳性能;同时通过添加 Nb、Ti 等元素,可缩短渗碳时间,精简工序,降低成本。介绍了微合金化冷锻齿轮钢,高温渗碳齿轮钢,高强韧性齿轮钢的钢种、化学成分、生产工艺特点和研究进展。

关键词 微合金化 渗碳齿轮钢 冷锻 高温渗碳 高强韧性

Research Progress in Microalloyed Case-Hardened Steels for Gear

Ma Li, Wang Maoqiu and Dong Han

(National Engineering Research Center of Advanced Steel Technology, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081)

Abstract It is available to fine grain size of case-hardened steel for gear, increase cutting properties and fatigue property of steel by adding microalloying elements such as Al, Nb, Ti, N and B, while to shorten carburizing time, simplify procedures and decrease production cost by adding Nb, Ti etc. elements. The grade, chemical compositions, production process characteristics and research progress of microalloying cold forging steels for gear, case-hardening steels for gear carburizing at high temperature and high strength-toughness steels for gear are presented in this article.

Material Index Microalloying, Case-Hardened Steel for Gear, Cold Forging, Carburizing at High Temperature, High Strength-Toughness

新型齿轮钢的共同特点是采用微合金化处理,并且经渗碳后使用,从而在齿轮的生产过程中能够节约资源和节省能源,并在使用过程中具有较高的性能。

1 冷锻齿轮钢

国外很多学者对如何添加微合金元素来提高冷锻钢的性能做了大量研究工作,如百崎宽等人^[1]研制出一种冷锻钢,通过添加 Ti、Al 和 N 使渗碳处理时的晶粒细化,不经过球化渗碳就能确保冷锻性能。此钢种要求 $Al/(N - Ti/3.4) \geq 4$,在 $0.25 \mu m^2$ 面积上平均晶粒度为 50 nm 的析出物不超过 3 个。其冷锻性能提高,压缩率高达 80%,线材渗碳试样的表面收缩率在 30%。而越智達朗等人^[2]研究了防止晶粒粗大的新型冷锻钢制造方法。在基础钢里添加 Nb 0.005% ~ 0.050%,并且少量添加 V、Ti。AIN 析出量在 0.005% 以下,锻造加热温度为 900 ~ 1 070 °C,终锻温度为 800 ~ 500 °C,以 1 °C/s 以下的速度冷却。其锻后组织中直径在 0.1 μm 以下的析出物 TiN、Nb(CN)、AIN 每平方微米有 5 个以上。与较好的热锻硬度(H - 25) ~ (H + 25)相比,冷锻硬度为 H + 30 以下,而且晶粒度也明显细化。抑制晶粒长大,其硬度、疲劳强度等特性均有所提高。近年来,日本冷锻齿轮钢的特点主要是添加 Nb、Ti、Al、V 和

N 元素,抑制齿轮钢晶粒长大(表 1),同时使冷锻钢的硬度和疲劳强度等特性有所提高。微合金化冷锻钢的部分成分、工艺技术及性能特点如表 2 所示。

表 1 日本冷锻齿轮钢的特点

Table 1 Characteristics of cold forging steel for gear produced in Japan

厂家	钢种特点
株式会社神户炼铁所 ^[1]	添加 Ti、Al、N 使晶粒细化
新日本制铁株式会社 ^[2]	通过添加 Nb、Ti、Al 防止晶粒粗大
新日本制铁株式会社 ^[3]	通过 TMCP 技术,切削性能明显提高
住友金属小倉 ^[4]	抑制晶粒异常长大
大同特殊钢 ^[5]	ALFA 钢添加微量元素细化晶粒
爱知制钢株式会社 ^[6]	添加 Ti、V 0.005% ~ 0.100% 抑制晶粒长大

2 高温渗碳齿轮钢

试验表明,为了得到 0.9 ~ 1.0 mm 的有效硬化层深,在 1 050 °C 的温度下渗碳时,整个处理时间比在常规的 930 °C 温度下渗碳时缩短了 44%,有效硬化层深可控制在 ±0.1 mm 范围内,当渗碳温度由常用的 930 °C 提高到 1 000 °C 时就能够大幅度缩短渗碳时间^[7]。在高温下钢材易发生氧化,宜选用真空渗碳方式。由于真空渗碳不产生晶界氧化,因而不降低强度和韧性,而且在碳的扩散速度相当大的高温下进行渗碳,使渗碳时间大幅度缩短,所以高温真空渗碳是一种很有前途的渗碳处理方法。

表 2 冷锻齿轮钢的化学成分及工艺特点
Table 2 Chemical compositions and process characteristics of cold forging steels for gear

钢种	主要化学成分/%					工艺技术	特点
	C	Si	Mn	Cr	其他		
冷锻齿轮钢 C	0.05 ~ 0.30	0.01 ~ 0.35	0.2 ~ 2.0	0.01 ~ 2.00	Nb, Ti, Al, N	Al/(N - Ti/3.4) ≥ 4	冷锻性能加强, 抑制晶粒长大
SCr420Nb	0.10 ~ 0.40	0.02 ~ 1.50	0.3 ~ 1.8	0.40 ~ 2.00	Ti, N, 0.04% Nb	免球化退火热轧-缓冷(1 °C/s)-渗碳	晶粒度在 8 ~ 11 级
SCM420Nb	0.20	0.22	0.77	1.20	Nb, Ti	热轧-缓冷(1 °C/s)-渗碳	点接触疲劳强度提高(5884 MPa)
S-ALFA	0.18	0.10	0.50	1.0 ~ 2.0	B, Nb, Ti	免球化退火	加 Nb 的钢硬度低, 晶粒粗化温度高

高温渗碳钢(970 ~ 1 050 °C 真空渗碳)由于温度较高, 奥氏体晶粒易粗化。在日本常用 Al 来固 N 形成 AlN 抑制晶粒异常长大, 然而温度在 970 ~ 1 050 °C 仅添加 Al、N 不能防止奥氏体晶粒的粗化, 所以要加 Nb、V 和 Ti 等元素, 利用这些元素的碳氮化合物来防止晶粒粗化。实验表明, 添加 0.10% 的 Ti 在 1 000 °C 高温渗碳时, 析出物明显增多。通过冲击韧性和旋转弯曲疲劳试验, 未发现由于渗碳温度提高而带来力学性能方面的降低, 相反, 由于高温渗碳工艺中增加了“冲风”冷却环节, 在再加热时发生再结晶, 所以晶粒得到细化(细 1 ~ 2 级), 疲劳极限提高约 10%。

日本 CVT^[8] 为了大幅缩短大型渗碳部件渗碳时间, 需要提高渗碳温度。而提高渗碳温度会使晶粒粗大, 渗碳后强度降低。如果在渗碳过程中经过二次淬火, 可降低高温渗碳对性能的影响。然而为简化工艺, 使用一次淬火, 可添加 Al、N、Nb、Ti 等元素来阻止高温渗碳对晶粒粗大的影响以及其他性能的影响。很多研究者认为^[9], 添加 0.1% 的 Ti 在 1 000 °C 高温渗碳时, 析出物明显增多。Matlock^[10] 通过在含 Ti 的 SAE8620 钢中添加不同含量 Nb (0.02%、0.06%、0.10%), 并在高温下渗碳处理, 晶粒明显细化, 经过渗碳后多次再加热奥氏体化以及喷丸处理, SAE4320 钢的疲劳强度从 1 070 MPa 提高到 1 525 MPa。高温渗碳钢种特点见表 3, 各微合

表 3 国外高温渗碳齿轮钢的发展及特点

Table 3 Development and characteristics of abroad case-hardened steels for gear carburized at high temperature

国别	钢种特点
日本 CVT ^[8]	添加 Al、N、Nb 和 Ti, 经一次淬火, 时间缩短, 工艺简化
美国 ^[10]	SAE4320 钢添加 Nb, 多次再加热奥氏体化, 疲劳强度提高
日本住友金属小倉 ^[11]	添加 Nb、Al 细化晶粒, 时间缩短 1/3 到 1/4
日本 ^[12]	AUJ-35 和 AUJ-40 添加 Si, 缩短渗碳时间
巴西 ^[13]	AISI 5115 钢添加 0.038% 的 Nb 高温渗碳

金化高温渗碳钢的部分成分及工艺特点见表 4。

3 高强韧性齿轮钢

伴随着汽车的高输出、高性能化和轻量化的要求, 为了抑制齿轮形体的大型化, 需要增加齿轮的负荷, 提高钢的强度。

对承受冲击的重载齿轮, 在基体具有高强度和韧性的前提下, 重要的是防止渗碳裂纹的形成, 而提高渗层抗裂纹性的关键在于减轻或消除渗碳时可能发生的晶界氧化而形成的不完全淬火组织和提高渗层的韧性。通常通过提高疲劳强度来提高齿轮钢的强度, 需要限制 Si、Mn 和 Cr 含量来减少表面内氧化和黑色组织; 提高 Mo 含量来增加渗层的淬透性, 提高渗碳层表面硬度; 为了提高渗碳层和芯部的韧性, 可适当添加 Al、N 和 Nb。此外, 最有效的措施是采用氧含量 ≤ 10 × 10⁻⁶ 的超低氧钢。

表 4 高温渗碳齿轮钢的化学成分及工艺特点

Table 4 Chemical compositions and process characteristics of case-hardened steel for gear carburized at high temperature

钢种	主要化学成分/%						工艺技术	特点
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb		
SAE8620Nb	0.20	0.20	0.80	0.50	0.20	0.10	控制 O、P、S 含量, 利用深轧技术	晶粒细化
SAE4320	0.20	0.20	0.55	0.50	0.25		多次再加热奥氏体化及喷丸处理	控制晶间氧化提高疲劳强度 450 MPa
SCr420Nb	0.21	0.25	0.80	1.04	-	0.02	热锻-正火-高温渗碳或热轧-冷拔-渗碳	1 323 ~ 1 343 K 高温渗碳晶粒不粗化
SCM418Nb	0.17	0.20	0.81	0.11	0.16	0.04	高温渗碳(1 253 K)	时间减少一半, 疲劳强度提高 50 MPa
AISI5115Nb	0.18	0.25	0.95	0.83	0.03	0.04	热轧-喷丸处理-高温渗碳	抑制晶粒粗化

由于疲劳强度与奥氏体晶粒尺寸近似存在 Hall-Petch 关系,细化奥氏体晶粒可提高疲劳强度。控制奥氏体晶粒长大的方法包括渗碳后再加热奥氏体化和通过添加微合金化元素 Nb、Ti、V 等。

高强度渗碳齿轮钢的化学成分及工艺特点如表 5 所示。例如 Hyde^[14] 等人通过渗碳后多次再加热奥氏体化,使 SAE4320 钢的疲劳强度提高到 1 400 MPa,并且研究了 SAE4320 钢的晶界氧化物与疲劳

强度之间的关系。通过降低 Si 和 Mn 等易氧化元素的含量,并适当增加 Mo 含量来保持淬透性(从 0.6Mn-0.14Si-0.17Cr-0.26Mo 到 0.31Mn-0.07Si-0.18Cr-0.47Mo),发现晶界氧化物得到了有效控制,弯曲疲劳强度从 1 075 MPa 提高到了 1 350 MPa,通过真空渗碳进一步消除晶界氧化物,还可以将疲劳强度提高到 1 525 MPa^[15]。

含 Ti 的 SAE 8620 钢添加 0.06% Nb 可有效抑

表 5 高强度齿轮钢的化学成分及工艺特点
Table 5 Chemical compositions and process characteristics of high strength steels for gear

钢种	主要化学成分/%						工艺技术及其特点
	C	Si	Mn	Cr	Mo	其他	
SAE8620Nb	0.22	0.24	0.80	0.60	0.20	Nb, Ti, Al	利用控制轧制和热轧工艺控制晶粒粗化,提高疲劳强度
SCM922H	0.20	0.08	0.65	1.30	0.70	Al, Nb, N	弯曲疲劳强度高 SCM822H 钢 50 MPa
HS822H	0.22	0.78	0.59	1.04	0.35	V, Al, Nb, N	HS822H 抗回火软化和抗点蚀疲劳性能优于 Cr-Mo 钢和 Ni-Cr-Mo 钢
变速齿轮钢	0.20	0.08	0.40	0.60	0.80	Nb	比 SCM420 疲劳强度提高 1.2 倍
形变热处理型 高强度齿轮钢	0.18	0.28	1.20	0.47	-	Nb, Ti, B	热轧-锻造(高频加热)-等温退火-渗碳疲劳强度提高 300 kPa

制晶粒长大, Nb 含量在 0.06% 和 0.10% 时速率为 40 °C/s, 可有效抑制奥氏体晶粒长大, 使强度提高, 速率过快或过慢都会出现晶粒异常长大, 使疲劳强度降低^[15,16]。通过在高强度钢中添加微合金元素来研究其对晶粒细化的影响, 使晶粒细化, 韧性和疲劳强度均提高 1 倍以上^[17,18]。

4 结语

为适应未来汽车工业的发展, 国外研发出节约

资源、能源和低成本高性能的渗碳齿轮钢。通过添加微合金元素 Al、Nb、Ti、N 和 B 等使冷锻钢的晶粒细化, 切削性能加强。同样添加 Nb、Ti 等元素使钢在高温渗碳时节省渗碳时间, 从而降低生产成本; 加入微量元素, 还使高强韧性齿轮钢的疲劳性能加强。国家 863 计划新材料技术领域研究课题资助(编号 2006AA03Z526)

参考文献

- 1 百崎寛, 鹿嶋正人. 冷間鍛造性及び耐粗粒化特性に優れた肌焼用鋼とその製造方法. 日本: P2005-133153A, 2003-10-30
- 2 越智達朗, 久保田学. 冷間加工性と浸炭時の粗大粒防止特性に優れた肌焼用鋼材とその製造方法. 日本: P2004-204263A, 2004-7-22
- 3 越智達朗. 軟質冷鍛歯車用鋼粗大粒防止歯車用鋼. 特殊鋼, 2005, 54(2): 47
- 4 小野訓正. 冷鍛歯車用耐粗粒化鋼. 特殊鋼, 2005, 54(2): 48
- 5 木村利光. 大同特殊鋼の歯車用鋼. 特殊鋼, 2005, 54(2): 49
- 6 住田庸, 柴田康浩. 冷鍛用肌焼鋼の製造方法及びその方法により製造された冷鍛用肌焼鋼. 日本: P2003-231917A, 2003-8-19
- 7 张英才. 汽车用齿轮钢及其应用技术的某些进展. 汽车技术, 2004(10): 26
- 8 住田庸. 浸炭処理されろ駆動系鍛造部品の動向と課題. 熱処理, 2005, 45(2): 76
- 9 羽生田智紀. 新世代浸炭技術と鋼材開發. 熱処理, 2004, 44(5): 276
- 10 Matlock D K, Alogab K A, Richards M D. Surface Processing to Improve the Fatigue Resistance of Advanced Bar Steels for Automotive Applications. Materials Research, 2005, 8(4): 456
- 11 村井暢宏. 高温浸炭用鋼. 特殊鋼, 2004, 53(1): 25
- 12 马鸣图. 汽车用合金结构钢的现状和研究进展(二). 汽车工艺与材料, 2004(2): 8
- 13 Morais R F de, Reguly A, Almeida L H de. Transmission Electron Microscopy Characterization of a Nb Microalloyed Steel for Carburizing at High Temperatures. Journal of Material Engineering and Performance, 2006, 15(4): 497
- 14 Hyde R, Krauss G, Matlock D. Phosphorus and Carbon Segregation: Effects on Fatigue and Fracture of Carburized 4320 Steel. Metallurgical Transactions A, 1994, 25A(6): 1229
- 15 Alogab K A, Matlock D K, Speer J G. The Influence of Niobium Microalloying on Austenite Grain Coarsening Behavior of Ti-modified SAE 8620 Steel. ISIJ International, 2007, 47(2): 311
- 16 Alogab K A, Matlock D K, Speer J G. The Effects of Heating Rate on Austenite Grain Growth in a Ti-modified SAE 8620 Steel With Controlled Niobium Additions. ISIJ International, 2007, 47(7): 1036
- 17 董允, 林晓婷, 马晓莉. 30SiMnCrVNb 细晶粒高强钢的干摩擦磨损行为. 钢铁研究学报, 2006, 18(9): 43
- 18 红林豊. 高韧性歯車用鋼(DBC 鋼). 特殊鋼, 2004, 53(1): 29

马莉(1984-), 女, 硕士, 高性能渗碳齿轮钢的基本力学性能及疲劳的研究。