

# Aermet100 钢制坯工艺对微观组织和力学性能的影响

赵 博<sup>1</sup>,许广兴<sup>1</sup>,厉 勇<sup>2</sup>,王 瑞<sup>3</sup>

( 1. 中航工业沈阳飞机设计研究所,沈阳 110035;

2. 钢铁研究总院结构材料研究所,北京 100081;

3. 抚顺特殊钢股份有限公司,抚顺 113001 )

[摘要] 针对 Aermet100 钢研究了大规格棒材锻造工艺对微观组织和力学性能的影响。研究表明:细化锻造过程的晶粒度有利于获得较高的断裂韧度。细化晶粒度的途径主要有锻造加工温度控制在再结晶区间和增大总变形比。Aermet100 钢锻造温度区间应控制在 950 ~ 1100℃之间进行,终锻温度控制在 950~1000℃;总变形比之和应大于 20。

关键词: Aermet100 钢;锻造;晶粒度

## Effect of Forging Process on the Microstructure and Mechanical Behavior of Ultrahigh Strength Aermet100 Steel

ZHAO Bo<sup>1</sup>, XU Guangxing<sup>1</sup>, LI Yong<sup>2</sup>, WANG Rui<sup>3</sup>

( 1. AVIC Shenyang Aircraft Design and Research Institute, Shenyang 110035, China;

2. Institute for Structural Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

3. Fushun Special Steel Co., Ltd., Fushun 113001, China )

[ABSTRACT] Research on the effect of forging process on the microstructure and mechanical behavior of ultrahigh strength Aermet100 steel. The results show that grain refinement during forging is better for obtaining higher fracture toughness. The main passes of grain refinement include controlling forging temperature in the recrystallization temperature and augmenting the total deformation ratio. The best forging temperature range of Aermet100 is 950 °C to 1100 °C , and control the finish forging temperature 950 °C to 1000 °C ; The total deformation ratio should be greater than 20.

Keywords: Ultrahigh strength Aermet100 steel; Forging; Grain size

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2016.06.092

Aermet100 钢属于二次硬化型超高强度钢,具有很高的综合力学性能,突出体现在强度和断裂韧性匹配、优良的抗应力腐蚀断裂和抗疲劳裂纹断裂能力。广泛应用于航空航天等领域军事装备中的重要构件的制造,被认为是下一代飞机关键零部件和起落架的首选材料<sup>[1]</sup>。美国 F-18、F-22 和 F-35 飞机的起落架就采用 Aermet100 钢制造。国内外学者对 Aermet100 钢的化学成分<sup>[2-3]</sup>、组织性能<sup>[4-6]</sup>、热变形行为以及零件加工制造工艺<sup>[7-10]</sup>进行了系统研究,但对大规格棒材制坯工艺报道较少。

制坯工艺的主要目的是将粗大的铸态柱状晶粒碎化,并转变为细小的锻态等轴晶粒。在以锻粗、拔长组合的制坯过程中,由于热力学因素、变形及原始组织的不均匀性,容易造成制坯后的组织不均匀,从而对后续

零件的成型锻造组织和力学性能产生直接影响。大规格棒材心部难以变形且降温缓慢,所以大规格棒材制坯的核心问题是避免心部组织由于存在变形不充分区域,或者由于过度温升,而导致的混晶。研究钢锭微观组织在制坯过程的演变机制及规律成为消除混晶的关键技术。所以本文研究了大规格棒材制坯工艺对微观组织和力学性能的影响规律,并分析了影响机理,从而为高质量、大规格棒材的生产提供数据支持和工艺基础。

### 1 试验材料和试验方法

针对  $\phi 660\text{mm}$  真空自耗钢锭锻造成  $\phi 400\text{mm}$  大规格棒材的工艺参数进行研究。试验用料为抚顺特钢双真空冶炼的 Aermet100 钢锭,力学性能检测时 Aermet100 钢试样采用的热处理工艺为:预备热处理制

度 900 °C 保温 1H 后空冷,再加热到 680 °C 保温 8H 后空冷;最终热处理制度为 885°C 保温 1H 后油淬, -73°C 保温 1H 后空气中回温到室温,再加热到 482°C 保温 5H 空冷。

锻造加热温度对微观组织影响试验选用  $\phi$  80mm 钢棒,锻拔成  $\phi$  15mm 试样棒材,20mm 长的试样毛坯件,锻后试样件的初始晶粒度为 9.5 级。

金相组织用 4% 的硝酸酒精腐蚀,在 Olympus GX51 型金相显微镜上观察采集金相照片。

为了研究锻造变形比对微观组织和力学性能的影响,对 Aermet100 钢墩粗过程进行模拟。因为钢锭锻造过程中金属材料产生较大塑性变形,弹性变形相对极少,可忽略不计。因此采用刚塑性材料模型,其对应的塑性有限元法即为刚塑性有限元法。设定的初始温度为 1150°C,变形速率为  $0.1s^{-1}$ 。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 锻造加热温度对微观组织的影响

制坯加热温度除了影响变形温度外,对形变前的原始晶粒尺寸影响显著。图 1 是加热温度对晶粒度的影响。当加热温度大于 1000 °C 时,晶粒度迅速长大。这是因为 Aermet100 钢纯净度很高,钢中的第二相质点数量较少,由于缺少第二相质点对奥氏体晶界的钉扎作用,当加热温度高于 1000 °C,奥氏体晶粒容易迅速粗化。

形变前的原始晶粒尺寸越细小,形变时产生的位错密度越高,形变储存能越大,再结晶温度则越低。原始晶粒尺寸越细小,晶界总面积越大,在形变后能提供更多的形核场所,再结晶时的形核率更大,使再结晶速度加快,因而所形成的再结晶晶粒越细小。此外,原始晶粒尺寸越细小,动态再结晶的临界形变量越小,再结晶越易发生。静态再结晶时间受晶粒尺寸的影响显著,随原始晶粒尺寸的减小,静态再结晶时间将迅速地缩短。因此多次墩拔时,应该逐渐降低每火次的加热温度,

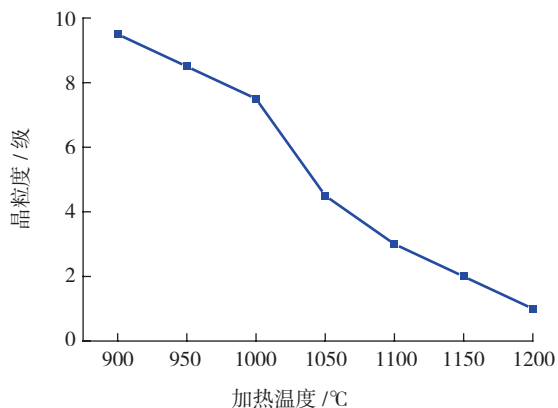


图1 加热温度对晶粒度的影响(保温1h)

Fig.1 Influence of heating temperature on the grain sizes

最后一火的加热温度应该低于 1000 °C。

### 2.2 锻造变形温度对微观组织和力学性能的影响

图 2 是在变形经 1200 °C 均质化处理的原始晶粒度为 2 级,图 2 是变形温度对心部显微组织的影响。当变形温度较低为 850~900 °C 时, Aermet100 钢的显微组织全部为拉长的变形晶粒,此时仅发生了动态回复,粗晶没有明显的破碎。变形温度为 950 °C 的显微组织与 900 °C 的显微组织相似,但是在变形晶粒的晶界处有细小等轴的晶粒出现,这是由于在这些区域发生了部分动态再结晶而形成了动态再结晶晶粒。随着变形温度的升高,动态再结晶不断发生,1000 °C 形成了明显的动态再结晶晶粒。1050 °C 时已发生完全动态再结晶,温度继续升高,完全动态再结晶晶粒尺寸逐渐增大。虽然 1100 °C 比 1050 °C 时晶粒长大,但适当的长大有利于消除混晶。1150 °C 时晶粒迅速粗化,混晶现象反而严重。

图 3 和图 4 是在不同变形温度下,应变速率对试样显微组织的影响。可以看出组织随应变速率变化规律相似。在低于 950 °C 主要为拉长状的变形晶粒,此时软化机制主要以动态回复为主。变形温度提高到 1100 °C 时,在所有试验应变速率下,都将发生完全动态再结晶。

Aermet100 钢在热锻细化晶粒的过程中,应选用动态再结晶与静态再结晶两种机制相结合,达到细化晶粒

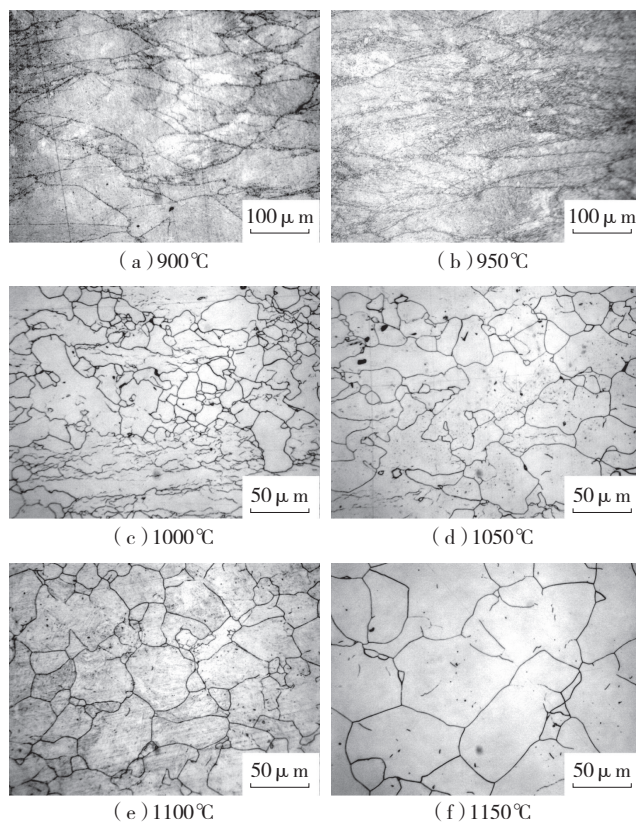


图2 变形温度对显微组织的影响(变形量55%,应变速率 $0.1s^{-1}$ )

Fig.2 Influence of temperature on the microstructure

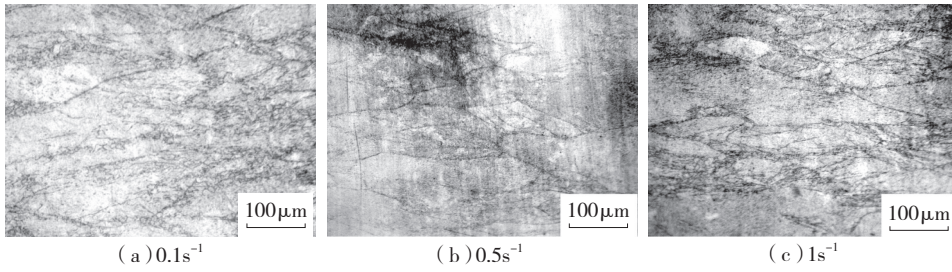


图3 应变速率对显微组织的影响 (变形温度950°C)  
Fig.3 Influence of strain rate on the microstructure

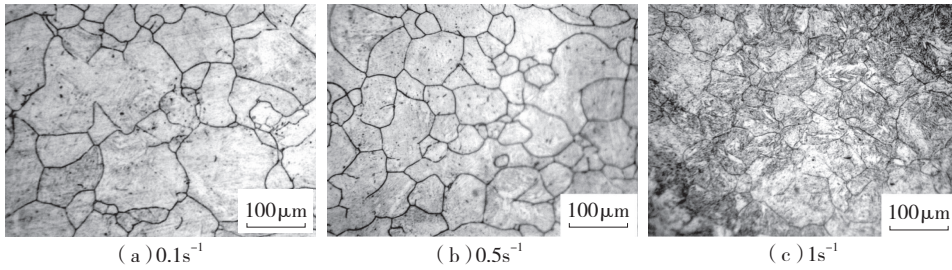


图4 应变速率对显微组织的影响 (变形温度1100°C)  
Fig.4 Influence of strain rate on the microstructure

的效果。即选择在发生部分动态再结晶区域进行锻造, 这样在锻造过程中发生了部分再结晶晶粒得到了细化, 同时未发生动态再结晶的变形晶粒在锻造的间隙过程中会发生静态再结晶, 晶粒又进一步得到细化。同时由于发生了部分动态再结晶, 基体内部的形变储能得到了部分的释放, 避免了部分大畸变晶粒的存在, 因此随后发生的静态再结晶过程中, 也能在一定程度上避免晶粒异常长大现象的发生。在较高的变形温度下的动态再结晶晶粒尺寸较大, 其细化晶粒的效果将会变得不明显, 此时即使变形量加大, 其晶粒细化效果也很弱。另外, 发生动态回复及动态再结晶的区域为热加工的安全区域, 在低温区域的大变形, 可能会导致材料在第二相粒子处形成微孔或晶界处的楔型开裂。因此 Aermet100 钢锻造过程中的温度区间应控制在 950~1100°C 之间。

表 1 是不同变形温度下的力学性能, 当变形温度在 980~1100°C 时, 晶粒度细小, 所以断裂韧性较高; 在 1150°C 时晶粒粗大, 出现混晶, 断裂韧性显著降低。试验结果和通过显微组织得到的加热温度相吻合。

表1 变形温度对力学性能的影响

变形温度 / °C	抗拉强度 $\sigma_b$ / MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ / MPa	延伸率 $\delta_5$ / %	断面收缩率 $\psi$ / %	断裂韧性 $K_{IC}$ / (MPa $\sqrt{m}$ )	晶粒度 / 级
1150	1975	1820	12.5	65.5	115	5~7
1100	1945	1745	12	63	133.7	7
1050	1960	1775	13.2	65	148.6	7
980	2050	1885	13.2	64.5	142.6	8.5

### 2.3 锻造变形比对微观组织和力学性能的影响

墩粗的主要作用是引起心部变形, 拔长的主要作用是引起外部变形。而大规格棒材主要的问题是心部变形不充分和组织不均匀导致力学性能降低。因此基于刚塑性有限元法, 对 Aermet100 钢大规格棒材的墩粗过程温度场模拟如图 5 所示。墩粗过程中, 随着变形程度增大, 钢锭的中间部位和心部产生形变, 并伴随形变潜热的释放导致温升; 而头尾部的温度变化较小。较大的变形量既可以细化晶粒, 同样可能引起心部温升和变形储能增加, 在后续加热过程中因部分晶粒过度

长大而导致粗晶或混晶。

采用 3 墩 3 拔, 不同变形比对棒材力学性能的影响如表 2 所示。钢锭的变形比之和越大, 钢锭变形越均匀, 越有利于大规格棒材的力学性能的提高。当变形比之和大于 20 时, 断裂韧性  $K_{IC}$  值显著提高。

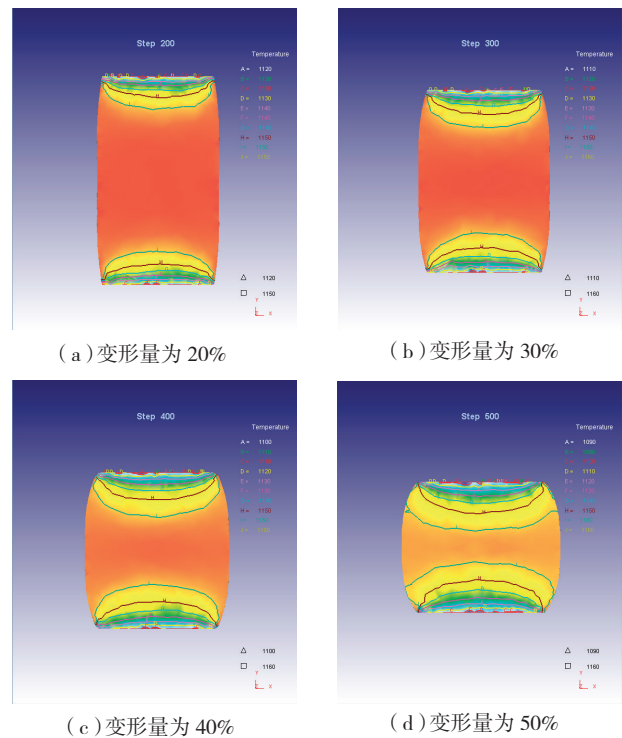


图5 变形量对温度场分布的影响  
Fig.5 Influence of strain on the temperature field

在总变形比为 17.0 的情况下,同一火次下不同加工变形量对力学性能的影响如表 3 所示。在总变形比一定的情况下,过度增加钢锭一火次的变形量,不利于晶粒度和力学性能的提高。

表2 不同变形比对力学性能的影响(平均值)

变形比之和	抗拉强度 $\sigma_b$ /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	延伸率 $\delta_s$ /%	断面收缩率 $\psi$ /%	断裂韧度 $K_{IC}$ /MPa $\sqrt{m}$
17	1970	1670	15	78	103.6
20.24	1980	1750	12.5	71	125.9

表3 同一火次变形量对力学性能的影响(平均值)

墩拔次数	抗拉强度 $\sigma_b$ /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	延伸率 $\delta_s$ /%	断面收缩率 $\psi$ /%	断裂韧度 $K_{IC}$ /MPa $\sqrt{m}$	晶粒度 /级
3	1970	1670	15	78	103.6	6
4	1950	1750	13	67	125.5	7

### 3 结论

(1) 棒材锻造过程中,晶粒细小有利于获得更高的断裂韧度。细化晶粒度的途径主要是将锻造加工温度控制在再结晶区间和增大总变形比。

(2) 根据 Aermet100 钢热变形及锻后的再结晶规律,墩拔过程的温度范围应控制在 950~1100℃,终锻温度控制在 950~1000℃。

(3) 为了获得较高的断裂韧度,大规格棒材的锻造变形比之和应大于 20。

### 参考文献

- [1] WANG L D, JIANG L Z, ZHU M, et al. Improvement of toughness of ultrahigh strength steel Aermet100[J]. Journal of Material Science and Technology, 2005, 21(5):710-714.
- [2] GARRISON W M Jr, MALONEY J L. Lanthanum additions and the toughness of ultra-high strength steels and the determination of appropriate lanthanum additions[J]. Metallurgical Transactions: A, 2005, 40(1/2): 299-310.
- [3] 郭峰,李杰,李志,等. 单轴拉伸下 Aermet100 钢中稀土夹杂物开裂过程的原位观察[J]. 材料工程, 2008(12):24-29.
- GUO Feng, LI Jie, LI Zhi, et al. SEM in-situ observations to crack in rare-earth inclusions in aermet100 steel under stretch tension[J]. Journal of Materials Engineering, 2008(12):24-29.
- [4] 彭雯雯,曾卫东,闫文巧,等. 回火工艺对 Aermet100 超高强度钢组织与韧性的影响[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(6):58-61.
- PENG Wenwen, ZENG Weidong, YAN Wenqiao, et al. Effect of tempering process on microstructure and toughness of Aermet100 ultrahigh strength steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(6):58-61.
- [5] 李杰,古立新,李志,等. Aermet100 钢力学性能的回火温度敏感性研究[J]. 金属热处理, 2010, 35(3):33-36.

LI Jie, GU Lixin, LI Zhi, et al. Tempering temperature sensitivity of mechanical properties for Aermet100 steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(3):33-36.

[6] 梁锦奎,王六定,李志,等. Aermet100 钢有效晶粒细化与逆转奥氏体稳定性的提高[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(5):57-60.

LIANG Jinkui, WANG Liuding, LI Zhi, et al. Refinement of effective grain and enhancement of reverted austenite stability for Aermet100 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(5):57-60.

[7] 乔慧娟,李付国,冀国良,等. Aermet100 钢高温变形行为及热加工图研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(4):926-930.

QIAO Huijuan, LI Fuguo, JI Guoliang, et al. Deformation behavior at elevated temperature and processing map of Aermet100 steel[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(4):926-930.

[8] 陈俊锋,闰牧夫,汪向荣. Aermet100 钢热挤压变形过程数值模拟[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(S1):367-370.

CHEN Junfeng, RUN Mufu, WANG Xiangrong. 3D FEM simulation of hot extrusion process of Aermet100 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(S1): 367-370.

[9] 王长亮,高俊国,汤智慧. A-100 钢表面粗糙度与 HVOF 碳化钨涂层结合强度[J]. 北京航空航天大学学报, 2013, 39(7):937-941.

Wang Changliang, Gao Junguo, Tang Zhihui. Surface roughness of Aermet100 substrate and bond strength between the substrate and HVOF WC10Co4Cr coating[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2013, 39(7):937-941.

[10] CHENG Hao, LIU Dong, TANG Haibo, et al. Effect of hot isostatic pressing on fatigue properties of laser melting deposited Aermet100 steel[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2013, 20(11):79-84.

(责编 大漠)

(上接第91页)

FU Yanyan, SONG Yueqing, HUI Songxiao, et al. Research and application of typical aerospace titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2006(6):850-856.

[2] 朱知寿,王新南,童路,等. 中国航空结构用新型钛合金研究[J]. 钛工业进展, 2007, 24(6):28-32.

ZHU Zhiushou, WANG Xinnan, TONG Lu, et al. Studies of new-type titanium alloys for aviation industry application in china[J]. Titanium Industry Progress, 2007, 24(6): 28-32.

[3] 王晓琴,艾兴,赵军,等. 硬质合金刀具铣削 Ti6Al4V 时刀具磨损及切削力研究[J]. 制造技术与机床, 2008(2):102-105.

WANG Xiaojin, AI Xing, ZHAO Jun, et al. Study on tool wear and cutting force of cemented carbides in milling Ti6Al4V[J]. Manufacturing Technology & Machine Tool, 2008(2):102-105.

[4] 陈五一,袁跃峰. 钛合金切削加工技术研究进展[J]. 航空制造技术, 2010(15):26-30.

CHEN Wuyi, YUAN Yuefeng. Research development of cutting technology for titanium alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010(15):26-30.

[5] 赵选民. 试验设计方法[M]. 北京:科学出版社, 2006.

ZHAO Xuanmin. Experimental design method[M]. Beijing: Science Press, 2006.

(责编 大漠)