

γ-TiAl 金属间化合物细晶棒材挤压变形工艺

Extrusion Process of Fine Grained γ-TiAl Alloy Bar

北京航空材料研究院钛合金研究室 高帆 李臻熙

[摘要] 结合数值模拟与工艺试验的方法研究了 γ-TiAl 合金细晶棒材挤压工艺, 获得了挤压过程中各场变量的分布规律及不同挤压比组合下挤压棒材中温度场、应变速率场、等效应变场和断裂因子分布的信息。结果表明, 采用 3.5+4.3 两步挤压比组合时可以获得较为均匀的温度场、应变速率场和等效应变场, 且断裂因子数值较小。采用该挤压比组合进行了挤压工艺试验, 通过这种两步挤压组合可以获得质量良好, 晶粒尺寸细小、均匀的 γ-TiAl 合金挤压棒材。

关键词: TiAl 合金 挤压 数值模拟

[ABSTRACT] The numerical simulation and experiment is employed to study the extrusion process of fine grained TiAl alloy bar. It gets the distribution of each field variable in the extrusion process, and obtains the field variable about temperature field, strain rate field, equivalent strain field, and breaking factor distribution under different extrusion ratios. The results show that 3.5+4.3 two-step extrusion ratio is beneficial to homogeneity of above-mentioned distribution of fields. Extrusion experiment is employed based on the prediction to verify those conclusions of the simulation work. Assuredly, crack-free extrusion bar is obtained, and homogeneous and refined microstructure are observed.

Keywords: TiAl alloy Extrusion Numerical simulation

γ-TiAl 金属间化合物具有低密度(3.9g/cm³), 高比强度、比模量, 优良的抗蠕变和抗氧化性能, 是当前极具发展前途的轻质高温结构材料^[1], 该合金可以在 700~800℃ 温度范围内替代传统的镍基高温合金, 来实现结构减重、减少相关支撑件负荷的效果, 进而提高航空发动机性能。然而该合金较低的室温塑性及热加工性能限制了它在工程上的应用。研究表明, 热机械处理可以细化 γ-TiAl 合金组织, 提高合金的室温塑性^[2], 因此通过热加工细化 γ-TiAl 合金的工艺近年来成为国内外研究的热点。

材料在挤压过程中受到三向压应力的作用, 这种应力状态可充分发挥材料的塑性, 抑制裂纹的产生^[3],

因而对于难变形的 γ-TiAl 合金而言, 挤压是一种有效的热加工方法。目前, 国外对 γ-TiAl 合金的挤压工艺进行了大量的研究, 已经可以采用工业化设备制备出细晶 γ-TiAl 合金棒材, 进而模锻出航空发动机叶片, 如 PLANSEE AG 对 TiAl 合金铸锭在 α+γ 相区进行挤压开坯, 将 φ220mm×500mm 坯料挤压成外径约 60mm 的棒材, 挤压比约为 14, 所得棒材组织较为细小; 对成分为 Ti-45Al(5~10)Nb-X, 直径为 200mm 的锭坯进行了挤压比为 10:1 的挤压开坯, 得到了长 6~8m 的棒材^[4-5]。然而国内对该方面研究仍停留在试验室阶段, 因而有必要针对国内设备的特点, 研究可以制备出细晶 γ-TiAl 合金棒材的挤压工艺。

本文结合数值模拟与工艺试验方法研究细晶 γ-TiAl 合金棒材的挤压工艺, 为国内航空发动机叶片的研制奠定基础。

1 试验方法

数值模拟所采用的 TiAl 合金锭坯、模具、载荷及边界条件均为轴对称, 为了节省计算时间, 本文采用锭坯的中心纵剖面, 即子午面作为计算模型, 图 1 给出了 TiAl 挤压过程的有限元模型。试验 TiAl 合金相关材料常数: 泊松比为 0.3, 杨氏模量为 160GPa, 导热系数为 21W/(m·K), 比热为 772J/(kg·K)。模拟采用一致的金属流出模具速度及相同的锭坯温度。

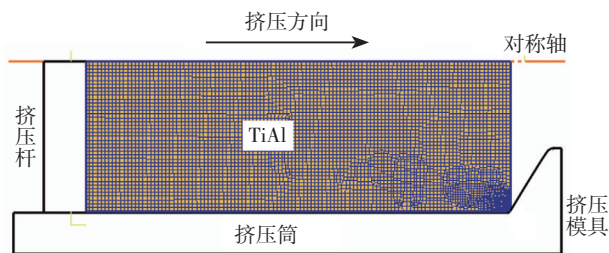


图1 挤压过程的有限元模型

Fig.1 FEM (Finite element model) of extrusion

2 试验结果与讨论

2.1 挤压比的影响

挤压比是衡量挤压变形量的参数, 其定义为挤压筒断面面积与制品断面面积的比值^[6], 变化挤压比可改变

挤压过程中变形区内温度场、应变场及速度场的分布,进而对挤压开坯后所得棒材的组织及力学性能产生影响^[7-8]。在挤压开坯过程中,当采用小挤压比时,挤压棒材内应变场分布不均匀,变形主要集中在挤压棒材表层,而棒材心部变形量则较小^[9],导致棒材心部仍残留铸造组织,挤压棒材断面组织不均匀;增大挤压比,可使变形向挤压棒材心部深入,从而使断面不同位置的组织、力学性能趋于均匀。因而为了充分破碎 TiAl 合金锭坯内的铸造组织,应尽量选择大的挤压比进行挤压开坯,但选择挤压比时还应考虑 TiAl 合金的变形能力、挤压设备的能力等因素^[10]。为了实现对 200mm 直径 TiAl 合金锭的挤压开坯,获得细小、均匀的挤压组织,有必要研究挤压比对 TiAl 合金挤压过程中变形分布的影响,由此获得可以使变形深入至 TiAl 合金棒材心部的挤压比。

等效应变场是恒量材料变形程度的重要参数,有研究表明采用数值模拟的方法可以通过计算出不同工艺参数下挤压棒材内应变场,为研究挤压工艺参数提供数据基础^[11],图 2 给出了挤压比为 3,挤压杆行程分别为 30mm、80mm、150mm 时, TiAl 合金锭坯内等效应变场分布等值线图。由图 2 可知,挤压开始阶段棒材轴向等效应变梯度较大,变形轴向分布不均匀,最大等效应变出现在挤压模具的拐角位置。随挤压过程的进行,锭坯内塑性变形区域的面积有所扩大,且等效应变数值明显增大。挤压杆行程为 80mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~2.8;挤压杆行程为 150mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~4.1。可见,不同挤压杆行程时等效应变场分布有较大差异,这将使最终所得挤压棒材轴向等效应变分布不均匀。

当挤压比为 7 时,锭坯内等效应变明显提高。在

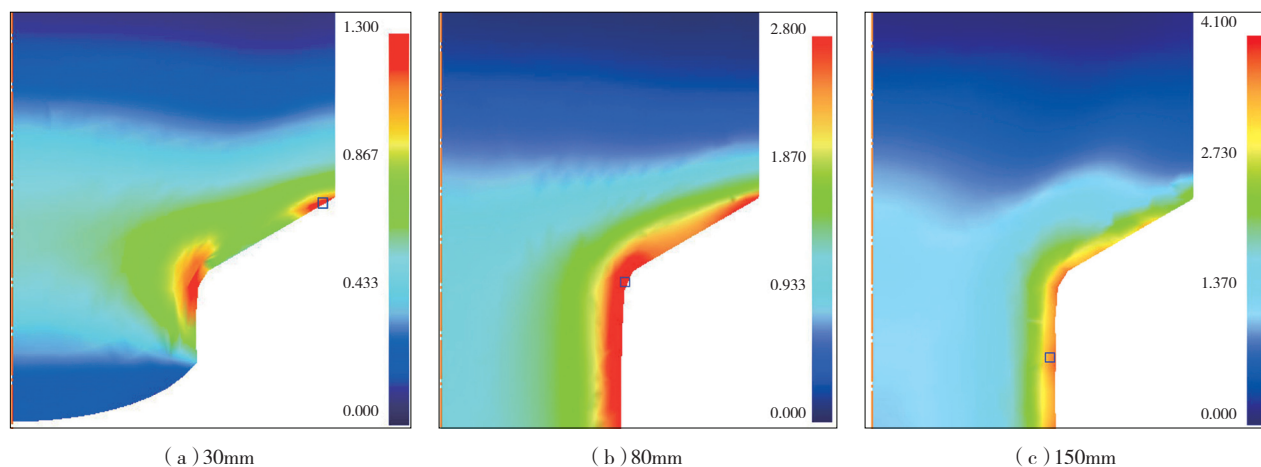


图2 挤压比为3,不同挤压杆行程对应等效应变场等值线图

Fig.2 Equivalent strain contour profiles with extrusion ratio of 3 for different ram displacements

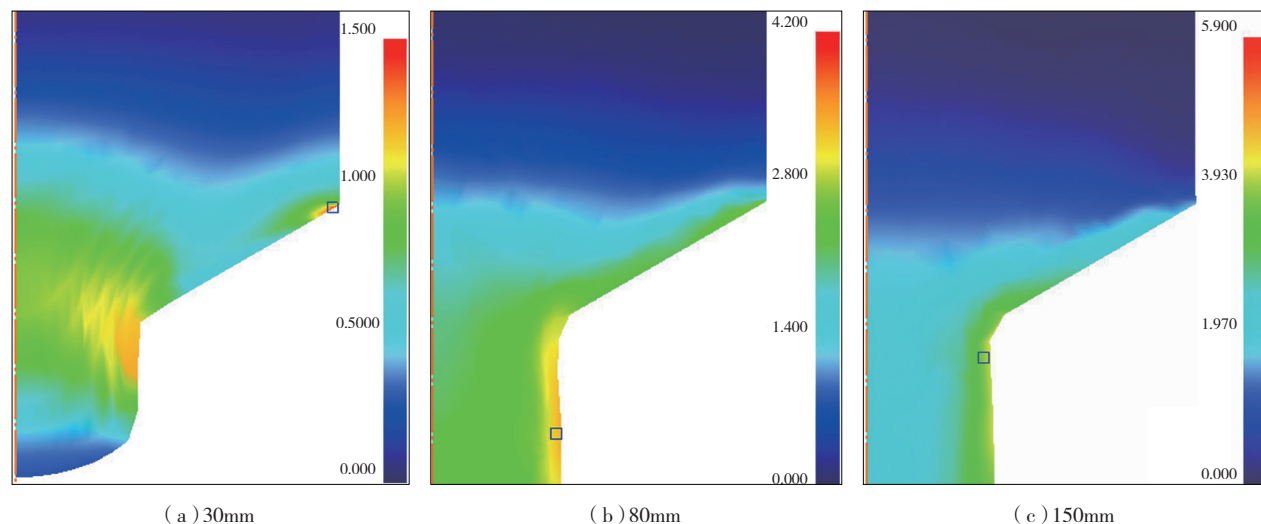


图3 挤压比为7,不同挤压杆行程对应等效应变场等值线图

Fig.3 Equivalent strain contour profiles with extrusion ratio of 7 for different ram displacements

挤压开始阶段,轴向应变梯度仍较大,随着挤压过程的进行,等效应变值有所增加。挤压杆行程为 80mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~4.2;挤压杆行程为 150mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~5.9。与挤压比为 3 时相比,不同挤压杆行程时等效应变场分布的差异增大,如图 3 所示。

当挤压比为 15 时,锭坯内等效应变进一步提高。挤压杆行程为 80mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~5.6,挤压杆行程为 150mm 时,锭坯内等效应变场范围为 0~6.6,说明不同阶段等效应变场差异进一步增大,如图 4 所示。

由此可见,在各挤压比下,等效应变场均在模具拐角位置集中分布,最大等效应变值也出现在该位置,等效应变集中在挤压棒材表层区域,随挤压比的增大,表层等效应变集中区向棒材心部扩展,且挤压棒材轴向等效应变差异增加。

图 5 为对挤压棒材中的等效应变场进行计算获得的等效应变分布规律曲线。由图 5 可知,随着挤压比的增加,从棒材心部(a 位置)至棒材边缘(f 位置)各点的等效应变值均增大,当挤压比为 3 时,棒材心部的等效应变为 0.7;挤压比为 11 时,棒材心部应变变化不大,为 1.3;当挤压比增加至 15 时,棒材心部的应变值增加至 2.5。在不同挤压比下,棒材径向均存在等效应变梯度,梯度大小相近。

由此可见,当挤压比较小时, TiAl 合金棒材心部存在较大面积的低应变区,这可能导致挤压棒材断面上组织及力学性能不均匀。随着挤压比的增大,变形逐渐深入到棒材心部,因而可选用挤压比为 15,对 TiAl 合金铸锭进行挤压开坯。

2.2 挤压比对挤压载荷的影响

通过挤压杆作用在金属坯料上的外力被称为挤压载荷,是挤压工艺设计中的关键参数,工程上单位采用

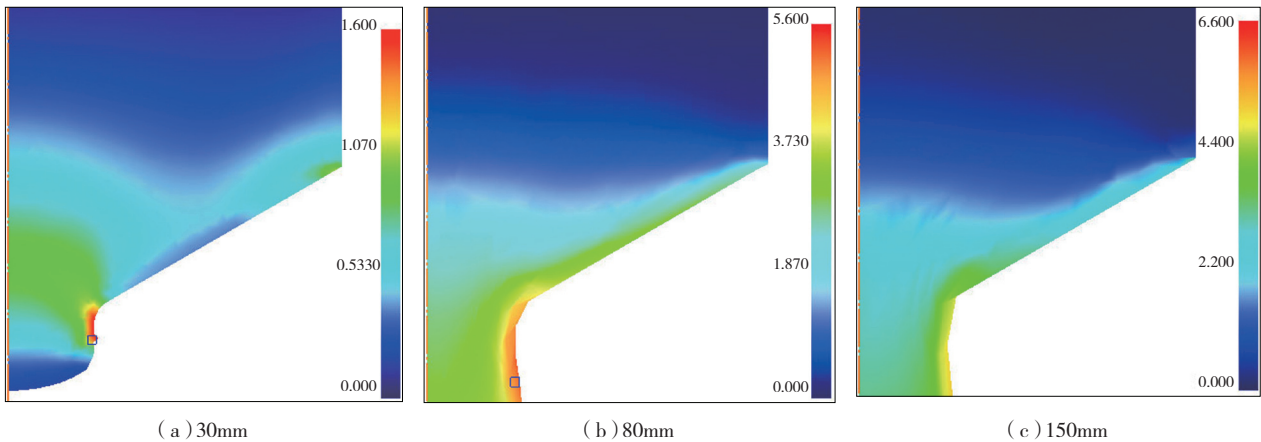


图4 挤压比为15,不同挤压杆行程对应等效应变场等值线图
Fig.4 Equivalent strain contour profiles with extrusion ratio of 15 for different ram displacements

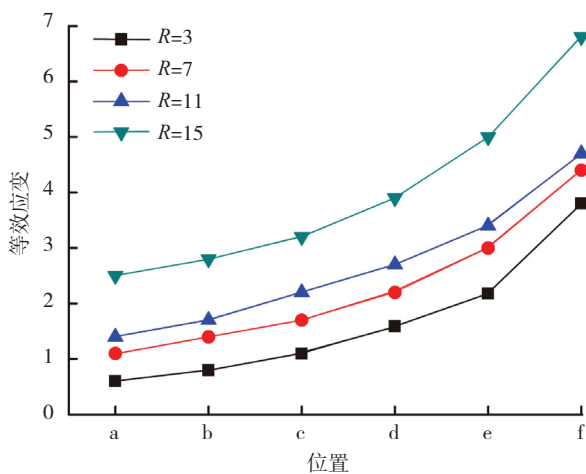
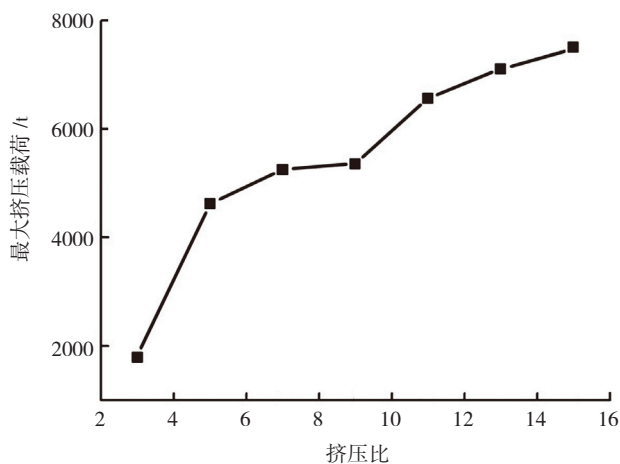


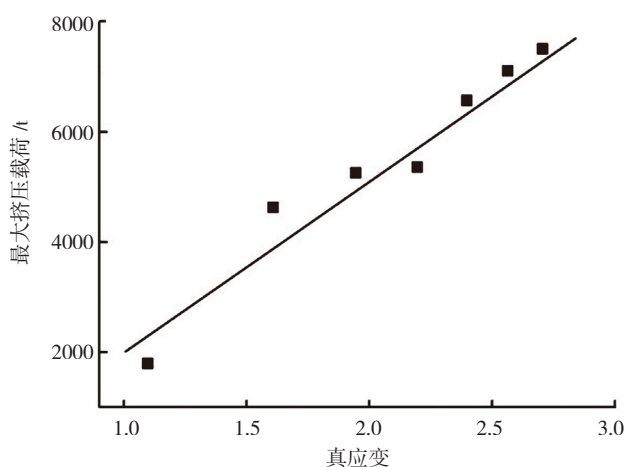
图5 不同挤压比所对应的等效应变场分布
Fig.5 Equivalent strain field distribution for different extrusion ratios

“吨位”来表示。挤压锭坯所需挤压载荷的大小直接关系到挤压设备的安全和挤压的成败^[12-14],预测 TiAl 合金的挤压载荷是挤压开坯的前提。本文计算得出了 TiAl 合金铸锭的峰值挤压载荷-挤压比之间的关系图,如图 6 所示。由图 6 (a)可知,挤压比为 3 时,峰值挤压载荷为 1790t,挤压比由 3 增加至 5,峰值挤压载荷增幅较大(增幅约 2600t),挤压载荷由 5 增大至 9,峰值挤压载荷增幅较少,增加约 500t,挤压比增大至 15 时,峰值挤压载荷增加至 7500t。可见,随挤压比的增大,峰值挤压载荷增大,挤压比较低时,挤压载荷增幅较大,挤压比较低高,挤压载荷增幅较小。

将峰值挤压载荷与 TiAl 合金挤压变形真应变(\ln 挤压比)之间的关系绘制成图 6 (b)。由图 6 (b)可知,峰值挤压载荷 P 与挤压变形的真应变之间近似呈线性关系,对图中的关系曲线按照方程 1 进行拟合:



(a) 峰值挤压载荷与挤压比的关系



(b) 峰值挤压载荷与挤压真应变的关系

图6 峰值挤压载荷与挤压比、真应变之间的关系

Fig.6 Relation among extrusion ratio, true-strain and peak extrusion load

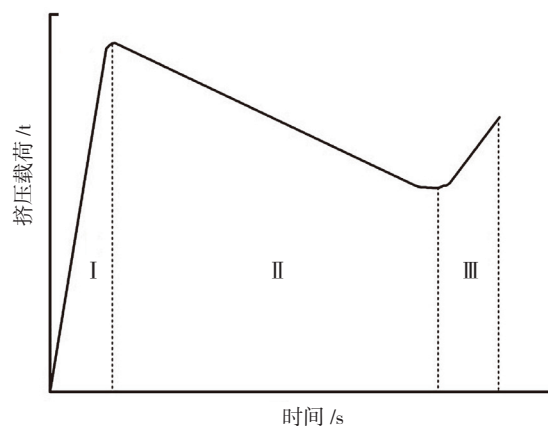
$$P = A \ln(R) + B, \quad (1)$$

式中, A 、 B 为与被挤压合金相对应的试验常数; R 为挤压比。

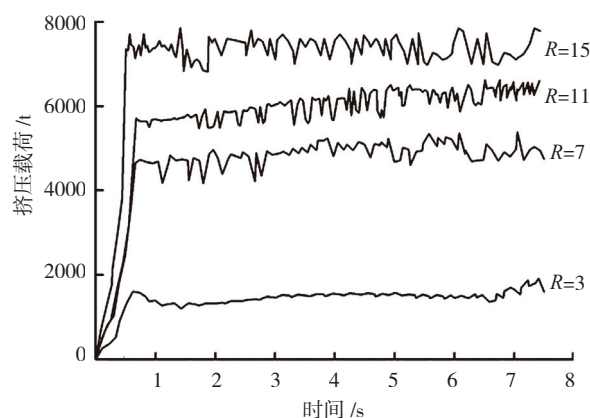
可得在该变形条件下 TiAl 合金峰值挤压载荷和挤压比之间的关系式:

$$P = 3307.2 \ln(R) - 1408.1. \quad (2)$$

一般来说,金属的热挤压过程可分为 3 个阶段,即填充挤压阶段(又称开始挤压阶段),基本挤压阶段(又称稳态平流挤压阶段)和终了挤压阶段(又称紊流挤压阶段),3 个阶段对应的挤压载荷变化的理论图如图 7(a) (I, II, III) 所示,在基本挤压阶段挤压载荷逐渐降低的原因是由于挤压过程中,挤压筒内的坯料逐渐减少,磨擦阻力逐渐降低所致,使得所需的挤压载荷逐渐减小。将挤压比分别为 3、7、11、15 时, TiAl 合金锭坯挤压过程中挤压载荷-时间关系曲线绘制成图 7(b),可见四条曲线总体都呈先上升、达最高点后保持平稳的趋



(a) 理论示意图



(b) 模拟计算图

图7 挤压载荷-时间关系曲线

Fig.7 Curves of extrusion load-time

势。与其他合金不同的是,第二挤压阶段时, TiAl 合金的挤压载荷并未明显降低,这可能与 TiAl 合金具有较高的加工硬化率有关,随着挤压过程的进行,在加工硬化的作用下, TiAl 合金的变形抗力显著增大,增大的变形抗力补偿了逐渐减小的摩擦力,从而表现出平稳的挤压力。

2.3 两步挤压比分配

上述研究表明,挤压比为 15 时变形可以深入挤压棒材的心部,但此时挤压过程中金属流动不均匀,且挤压比为 15 时预测挤压载荷已达 7500t,目前国内挤压机能力尚不能满足。采用两步挤压方法可以累计获得较大的变形量,使应变深入挤压棒材中心,且每一步的挤压比较小,有利于挤压过程中金属均匀流动,而每步挤压时所需的挤压载荷较小,适合国内的挤压设备。

在挤压过程中金属内部将有一定温升,而表面由于接触挤压模具而有一定程度的温降,因而在挤压棒材的横截面上易存在温度梯度。并且挤压过程中外层金属在模具约束和摩擦阻力的作用下主要呈剪切变形,金属的实际变形程度由外层向内层逐渐减少,棒材横截面上

将存在应变率梯度。棒材边缘金属在磨擦外力的作用下流动较慢,而心部金属流动较快,这使得棒材不同位置的应变速率有显著不同。因而上述 3 种场量均存在不均匀性,这种不均匀性将显著影响最终获得挤压棒材的组织均匀性。本研究通过优化挤压比组合拟减小这种不均匀性。将获得的本构方程嵌入有限元软件,进而对试验 TiAl 合金铸锭在不同两步挤压比组合下的挤压过程进行数值模拟,两步挤压比组合包括(1)2.5+6、(2)3+5、(3)3.5+4.3、(4)4+3.75、(5)4.5+3.3 5 种情况,累计挤压比均为 15。

结果表明,在试验挤压比分配下棒材心部温度均在 1270℃ 左右,棒材表面温度均在 1160℃ 左右,各挤压比分配下棒材内部的温度场分布相似,见图 8 (a)。不同挤压比分配下棒材内部等效应变场分布的差异略大,当挤压比按 3.5+4.3 分配时挤压棒材中等效应变场分布最均匀,为 2.8~7.8,见图 8 (b)。挤压比分配对棒材内部应变速率场分布影响较大,当挤压比按 3.5+4.3 分配时

棒材中应变速率场分布最均匀,为 1.6~4.1,见图 8 (c)。由此可见,采用 3.5+4.3 的两步挤压比分配时,挤压变形后棒材的整体均匀性较高。

挤压过程除考虑棒材中上述各场量分布的均匀性外还需考虑挤压棒材的开裂几率。断裂因子可用于预测工件在热加工成形过程中可能产生裂纹或缺陷的部位和几率大小,是衡量变形后坯料开裂倾向的有效参数,该因子越大则变形后坯料开裂的倾向越大^[15]。本研究模拟了试验 TiAl 合金挤压后棒材表面断裂因子分布,预测高温挤压后棒坯表面产生裂纹情况。模拟结果表明,对于不同挤压比组合的两步热挤压,最大断裂因子分布位置均处于挤压棒材的表面,这是由于棒材表面是挤压过程中变形最剧烈的位置,并且该位置温度略低于棒材心部。图 9 比较了各两步挤压比分配下最大断裂因子值,其中 3.5+4.3 和 4.5+3.3 两步挤压比分配下断裂因子数值较低。综合上述,有限元模拟结果, TiAl 合金铸锭经 3.5+4.3 的挤压比组合挤压开坯后,棒材内

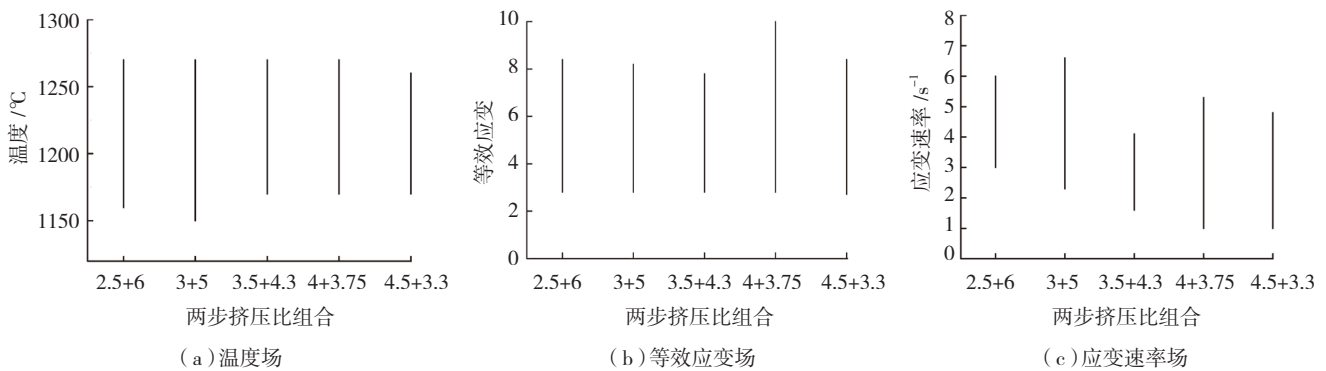


图8 不同挤压比组合下棒材中温度场、等效应变和应变速率场分布
Fig.8 Distributions of temperature, equivalent strain and strain rate fields under different extrusion ratios

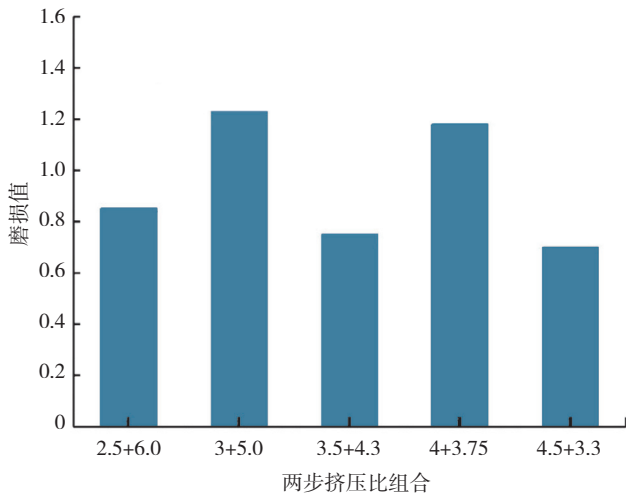


图9 不同挤压比组合时断裂因子计算结果
Fig.9 Damage factor calculation results of different extrusion ratios

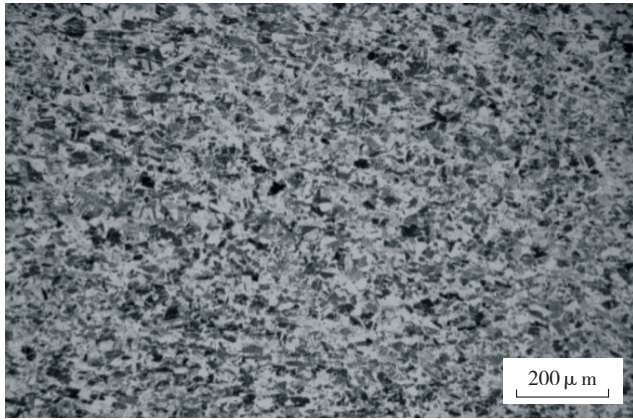
部温度场、应变速率场和应变场均较均匀,且产生表面裂纹的几率较小,因此根据模拟结果最佳挤压比应为 3.5+4.3。

2.4 TiAl 合金两步挤压工艺试验及性能

综合上述有限元模拟结果,试验 TiAl 合金经 3.5+4.3 的挤压比组合挤压开坯后,棒材内部温度场、应变速率场和应变场均较均匀,且产生表面裂纹的几率较小。采用该挤压比进行了两步挤压工艺试验,最终获得了 TiAl 合金挤压棒材(如图 10 所示),棒材外观质量良好、无裂纹,观察挤压棒材的显微组织,组织为近 γ 组织且再结晶完全, γ 相晶粒尺寸均匀、细小,可见本研究所采用的两步挤压工艺可以充分破碎 TiAl 合金粗大的柱状晶组织。进而测试了 TiAl 合金挤压棒材的室温拉伸性能(结果见表 1),棒材具有较好的室温力学性能,室温塑性可达 3.0%,与国外 TiAl 合金挤压棒材的性能处于同等水平。



(a) 外观照片



(b) 显微组织照片

图10 TiAl合金挤压棒材外观照片及显微组织照片

Fig.10 Picture of bar and microstructure of extrusion TiAl alloy

表1 TiAl合金挤压棒材室温拉伸性能

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%
719	575	3.0
729	575	3.0

3 结论

本文对 200mm 直径 TiAl 合金铸锭在不同挤压比时的挤压过程进行了数值模拟,研究了挤压比对挤压载荷、应变分布、应力场分布以及流动行为的影响,并对总挤压比为 15 时,两步挤压比分配方式对各场量的影响进行了研究,得出以下结论:

(1) TiAl 合金在热挤压过程中,挤压载荷随时间的变化规律与其他合金有所不同,即挤压载荷达峰值后并未明显降低,而是在某一数值附近波动,这可能与合金具有较高的加工硬化率有关,挤压过程中,在不断增加的变形抗力与逐渐减小的摩擦力综合作用下,挤压载荷达峰值后未明显降低。

(2) 挤压棒材头部存在一小段低应变区,该区内轴向应变梯度较大;挤压棒材中心应变较小,边缘应变较大,即棒材内存在应变梯度,不同挤压比时该应变梯度斜率相近;随挤压比的增加,挤压棒材中各位置的等效应变明显增大,当挤压比大于 11 时,挤压棒材心部应变值为 2.5;挤压比较大时,锭坯边缘位置距模具出口较远,摩擦阻力较大,导致 TiAl 合金挤压过程中流动的不

均匀性。

(3) 不同挤压比分配方案对挤压棒材中温度场影响不大,对应变场有一定的影响,而对应变速率场有较大影响。两步挤压采用 3.5+4.3 的挤压比分配时,挤压棒材中等效应变场和应变速率场分布较为均匀。

(4) 采用研究得出的工艺对 TiAl 合金铸锭进行了挤压变形,获得了内、外质量良好的棒材,棒材晶粒尺寸细小、均匀,为完全再结晶组织,其室温性能较好,延伸率为 3.0%。

参考文献

- [1] Yamaguchi M. High-temperatures structural intermetallics. *Acta Mater.* 2000 (48): 307-322.
- [2] Kim Y W. Microstructural evolution and mechanical properties of a forged gamma titanium aluminide alloy. *Acta Mater.* 1991(40): 1121-1134.
- [3] 谢建新,刘静安. 金属挤压理论与技术. 北京: 冶金工业出版社, 2002.
- [4] Clemens H, Kestler H, Eberhardt N, et al. Processing of γ -TiAl based alloys on an industrial scale. Kim Y W, Dimiduk D M, Loretto M H. *Gamma Titanium Aluminides.* 1999: 209-223.
- [5] Appel F, Brossmann U, Christoph U, et al. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide Alloys. *Advanced Engineering Materials.* 2000, 2(11): 699-720.
- [6] 白星良. 有色金属挤压与拉拔. 北京: 冶金工业出版社, 2010:83.
- [7] 温景林,丁桦,曹富荣,等. 有色金属挤压与拉拔技术. 北京: 化学工业出版社, 2007: 102.
- [8] Hu M L, Ji Z S, Chen X Y. Effect of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy recycled from scraps by hot extrusion. *Trans Nonferrous Met Soc China.* 2010, 20(9): 987-991.
- [9] Wen L H, Ji Z S, Li X L. Effect of extrusion ratio on microstructure and mechanical properties of Mg-Nd-Zn-Zr alloys prepared by a solid recycling process. *Materials Characterization.* 2008, 59(6): 1655-1660.
- [10] 昌霞. 改善变形钛铝合金组织均匀性的研究 [D]. 北京: 钢铁研究总院, 2008: 46-60.
- [11] 李庆波,周海涛,刘志超,等. AZ80 镁合金变形特性及管材挤压数值模拟研究. *热加工工艺.* 2010(5):31-34.
- [12] Jiang B, Gao L, Huang G J. Effect of extrusion processing parameters on microstructure and mechanical properties of as-extruded AZ31 sheets. *Trans Nonferrous Met Soc China.* 2008, 18(1): 160-164.
- [13] 王富耻,张朝晖. 静液挤压技术. 北京: 国防工业出版社, 2008: 145.
- [14] Kim H Y, Hong S H. High temperature deformation behavior and microstructural evolution of Ti-47Al-2Cr-4Nb intermetallic alloys. *Scripta Materialia.* 1998, 38(10): 1517-1523.
- [15] Nagasekhar A V, Tick-Hon Y I P, LI S. Finite element study of multipass equal channel angular extrusion/pressing. *International Journal of Nanoscience.* 2005, 4A(4): 745-751.

(责编 杰一)