



直接轧制变形量对 Ti-B20-0.1B 合金组织和性能的影响

黄立国, 付大军, 庄伟彬, 高志玉

(辽宁工程技术大学 材料科学与工程学院, 阜新 123000)

摘要: 研究直接轧制变形工艺对 Ti-B20-0.1B 合金组织和性能的影响。结果表明: 加入少量硼可显著细化钛合金晶粒尺寸, 提高合金的成形能力; Ti-B20-0.1B 合金可不经开坯锻造过程进行直接轧制, 直接轧制使铸态组织中分布在晶界的 TiB 主要沿着轧制方向定向排列, 定向排列的 TiB 晶须通过应力承载机制提高合金的拉伸强度。随着直接轧制变形量的增加, Ti-B20-0.1B 合金中初生 α 相发生显著再结晶; 经过两相区固溶及 550 °C 时效处理后, 直接轧制合金的力学性能显著提高。当压下率达到 80% 时, 时效态 Ti-B20-0.1B 合金的抗拉强度达到 1497.5 MPa, 而伸长率为 6.4%。

关键词: 钛合金; 直接轧制; 晶粒细化; 拉伸性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Ti-B20 合金是由西北有色金属研究院基于‘临界钼当量条件下的多元强化’原则开发的一种新型亚稳 β 钛合金^[1]。该合金具有时效处理响应快、析出相分布均匀和高强度、高塑性的优点, 有望应用于航空、机械、海洋和能源等工业领域。与其他结构材料(如钢铁材料和铝合金)相比, Ti-B20 合金的导热系数较低, 导致其铸锭的晶粒尺寸非常粗大, 通常可达几毫米。如此粗大的晶粒尺寸会显著降低铸态合金的力学性能及其成形能力, 通过一定手段细化钛合金的晶粒尺寸并改善其成形性能是材料工作者关注的研究课题。近些年一些研究发现^[2-4], 在钛合金中添加少量硼可以显著细化铸锭的晶粒尺寸, 晶粒细化有助于提高合金的力学性能^[5]和改善合金的成形能力^[6]。已经研究显示^[7], Ti-6Al-4V-0.1B 合金可以不经开坯锻造过程进行直接轧制, 获得厚度仅为 1.7 mm 的无缺陷板材。由于 β 相固有的晶体结构属性, 相比 $\alpha+\beta$ 型钛合金, Ti-6Al-4V-0.1B 合金具有出色的成形能力。目前, 关于少量硼对钛合金组织性能及成形能力的研究主要围绕着两相 $\alpha+\beta$ 型和近 α 型钛合金展开, 而对近 β 型钛合金关注较少。本文作者在 Ti-B20 合金中添加质量分数为 0.1%B 后进行直接轧制, 以研究直接轧制变形量及随后固溶时效处理对 Ti-B20-0.1B 合金显微组织和力学性能的影响。

1 实验

本实验中所用合金 Ti-B20-0.1B, 其名义成分为 Ti-3.5Al-5Mo-4V-2Cr-1Fe-2Zr-2Sn-0.1B(各元素含量均为质量分数), 利用真空自耗电弧炉进行熔炼, 熔炼两次获得成分相对均匀的铸锭。从铸锭上切取若干个尺寸为 $d8\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 的试样, 试样在 760~850 °C 范围内进行固溶淬火处理以测定合金的相变点。铸态合金的直接轧制在 150 t 实验室轧机上进行, 轧制试样的初始尺寸为 $d150\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 和 $d150\text{ mm} \times 20\text{ mm}$, 轧制温度为 790 °C。轧制之前在预设温度保温 30 min, 每道次之间回炉再加热 5 min 以补偿轧制期间温度的下降, 4 个不同变形量试样的具体轧制工艺如表 1 所列。对 4 个轧板进行了(780 °C、740 °C)固溶+空冷处理, 随后时效处理在 550 °C 进行, 时效时间为 1 h 或 4 h。对铸态、轧态和固溶时效态合金进行磨削和抛光处理后, 利用 Kroll 腐蚀液进行腐蚀。合金的显微组织和断口利用场发射扫描电镜及透射电镜分析, 初生 α 相的面积分数利用专业图像分析软件 Imagej 测量。利用线切割方法在轧板上沿着轧制方向切取扁平状拉伸

基金项目: 辽宁工程技术大学博士科研启动基金资助项目(14-1122); 辽宁工程技术大学生产技术问题创新研究基金资助项目

收稿日期: 2015-07-22; **修订日期:** 2015-10-18

通信作者: 黄立国, 讲师, 博士; 电话: 0418-3351617; E-mail: liguoh@126.com

表 1 Ti-B20-0.1B 合金的轧制工艺

Table 1 Rolling schedule for Ti-B20-0.1B

Sample No.	Starting/mm	Ending/mm	Pass	Reduction/%	True strain
I	10	7.8	1	22	0.25
II	10	5.9	2	41	0.53
III	10	4.0	3	60	0.92
IV	20	4.0	4	80	1.61

试样, 拉伸试样横截面尺寸为 $2\text{ mm} \times 6\text{ mm}$, 标距为 18 mm , 拉伸试验在万能强度试验机上进行。拉伸速率为 0.5 mm/min , 同一工艺条件试样拉伸 3 次并取平均值。

2 结果与分析

2.1 直接轧制对显微组织的影响

Ti-B20-0.1B 铸锭的显微组织如图 1 所示。其中图 1(b)所示为图 1(a)中方框区域的放大组织。从图 1(b)可以看出, 铸态组织由原始 β 基体、分布在晶界的 TiB

晶须、晶界 α 相和初生 α 相构成^[3]。由于晶界处原子畸变程度高, 其是初生 α 相优先的形核位置, 因此大量初生 α 相沿着原始 β 晶界向两侧析出, 而 β 晶粒内仅析出少量初生 α 相。利用截线法测得原始 β 晶粒尺寸为 $(176 \pm 27)\text{ }\mu\text{m}$, 此值远小于 Ti-B20 铸锭的晶粒尺寸(其值为 $(1175 \pm 179)\text{ }\mu\text{m}$)。类似的晶粒细化效果在其他钛合金中也被发现, 如少量硼使包括纯钛^[8]、Timetal 685^[9]、Ti-6242S^[4]、Ti-1100^[10]在内的合金晶粒尺寸都减小了一个数量级。ZHU 等^[2]认为 TiB 晶须可能作为原始 β 相的形核质点从而导致晶粒细化, 这一观点被随后的研究中被否定了。B 对钛合金的晶粒细化机制不是由于增加形核质点造成的, 而是归因于凝固期间在固-液界面前沿富集的 B 原子引起成分过冷的增加, 从而提高形核率导致铸锭中获得细晶组织^[8]。由 Ti-B 二元合金相图可知^[11], B 与 Ti 能够发生共晶反应生成不溶解的 TiB 晶须。由于共晶反应发生在凝固的最后阶段, 因此 TiB 晶须主要分布在晶界处(见图 1(b))。在高温热处理或热变形之前保温时, 处于晶界的 TiB 可以显著限制晶粒的高温长大^[12], 为后续钛合金的直接轧制提供了细晶组织。利用金相法测得 Ti-B20-0.1B 合金的 α/β 相变点为 $810\text{ }^\circ\text{C}$, 与 Ti-B20 的相变点一致^[1], 说明少量 B 未对合金的相变点产生影响。

直接轧制后 Ti-B20-0.1B 合金的显微组织如图 2 和图 3 所示, 不同压下率对初生 α 相、晶界 α 相以及 TiB 晶须的形态和分布均产生了显著的影响。由于直接轧制变形在两相区进行(轧制温度为 $790\text{ }^\circ\text{C}$), 轧制之前保温时原始 β 基体内均匀析出了初生 α 相, 其形态主要为长条状。压下率为 22% 和 41% 时, 大部分长条状初生 α 相散乱分布, 而少量与轧制方向垂直的初生 α 相在压应力作用下发生了弯曲(见图 2(b))。当压下率增加到 60% 时, 绝大多数长条状初生 α 相取向趋于一致, 主要沿着轧制方向排列。当压下率为 80% 时, 大变形显著促进了合金的再结晶过程, 占多数的初生 α 相已经转变为等轴状。在对 Ti-6Al-4V-0.1B 合金进行不同变形量直接轧制时也得到了类似的实验结果, 小的压下率促使 α 相逐渐偏转到轧制方向, 大压下率(84%)导致合金中的 α 相完全转变为等轴晶^[6]。通常, α 相的动态再结晶程度往往相关于变形量, 大变形有利于大角度晶界或亚晶界向高位错密度区迁移, 从而促进长条状 α 相转变为无畸变的等轴晶。以往的研究结果表明^[13-14], α 相的球化过程往往开始于真实应变为 1.0 左右, 轧制后发生完全再结晶需要真实应变为 1.69。在本研究中真实应变为 0.25、0.53 和 0.92 时, 没有发生明显的再结晶过程(见图 2(a)、(b)和(c))。而真实应变为 1.61 时 Ti-B20-0.1B 合金发生明显的再结

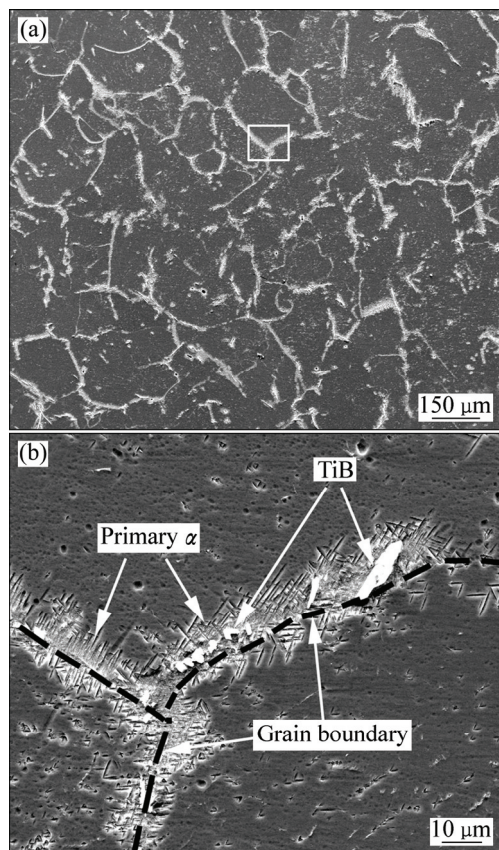


图 1 铸态 Ti-B20-0.1B 合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of as-cast Ti-B20-0.1B alloy

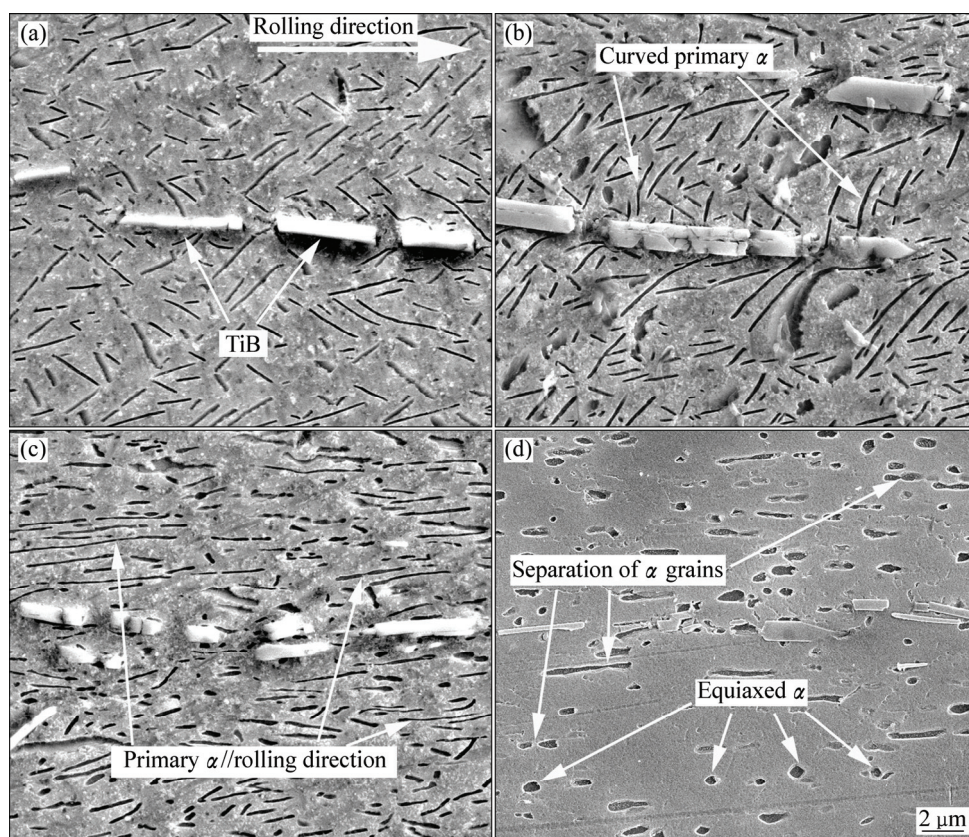


图 2 Ti-B20-0.1B 合金的直接轧制组织

Fig. 2 Microstructures of Ti-B20-0.1B alloys of direct rolling: (a) Sample I ; (b) Sample II ; (c) Sample III; (d) Sample IV

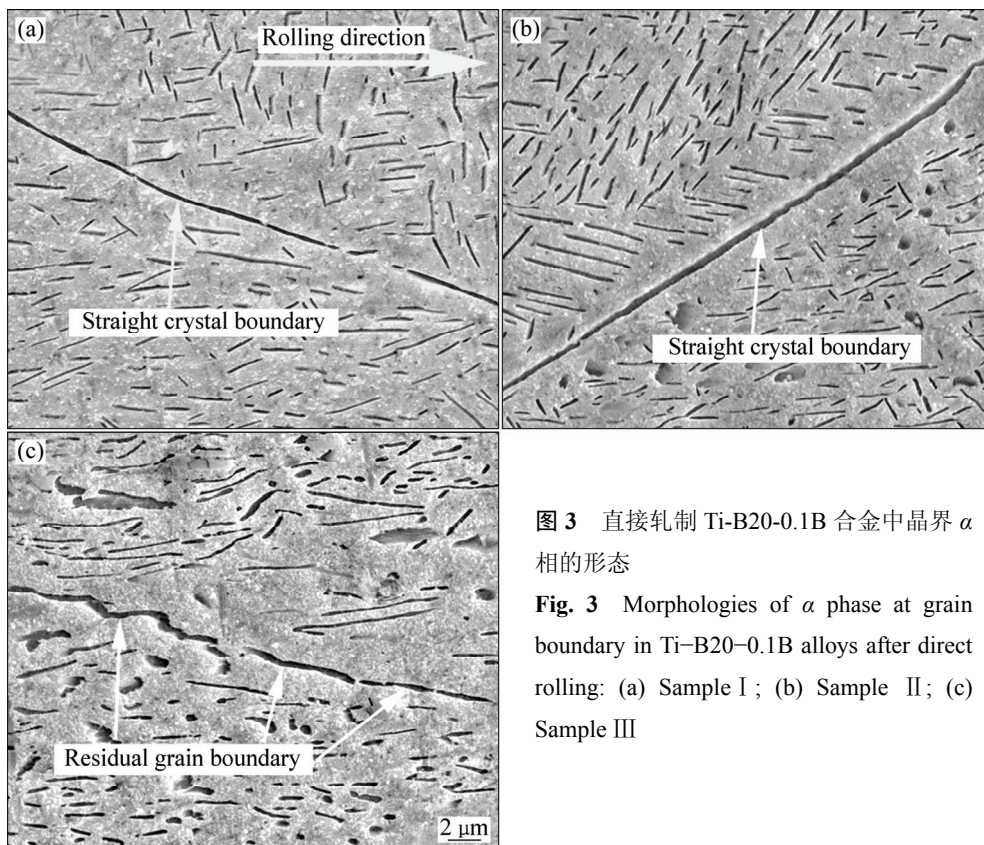


图 3 直接轧制 Ti-B20-0.1B 合金中晶界 α 相的形态

Fig. 3 Morphologies of α phase at grain boundary in Ti-B20-0.1B alloys after direct rolling: (a) Sample I ; (b) Sample II ; (c) Sample III

晶, 获得了等轴 α 相占优势的再结晶组织(见图 2(d)), 这与文献[6, 13-14]的研究结果是相符的。钛合金中初生 α 相的再结晶过程往往是 β 相侵入初生 α 相的过程, 即 β 相沿着 α/α 界面穿透再结晶 α 相, 造成初生 α 相的分离从而形成等轴组织^[15]。如图 2(d)中箭头所示证实了这一点, 刚刚发生再结晶的初生 α 相被 β 相穿透而发生分离, 而已经完成再结晶的 α 相转变为等轴状。

直接轧制对 TiB 的分布也产生了显著影响, 热变形过程中压应力促使 TiB 晶须发生刚体转动^[13, 16], 主要沿着轧制方向排列。另外, TiB 在轧制力的作用下发生了断裂, 由于 β 基体具有高的塑性, TiB 断裂后留下的孔洞能够被 β 基体弥合上。而 Ti-6Al-4V-0.1B 合金直接轧制时, 由于基体流动性不足, 压下率小于 84%时 TiB 断裂后留下了大量微观孔洞^[6]。晶界 α 相的形态也受到压下率的显著影响, 变形量较低时不足以促使动态再结晶的发生, 组织中残留的晶界 α 相为平直形态(见图 3(a)和(b))。变形量提高到 60%, 由于发生了不完全的动态再结晶过程, 残留的晶界 α 相变得曲折且短小(见图 3(c))。通常, 连续晶界 α 相是显微裂纹优先的扩展路径, 这会导致 β 基体内未产生可测的宏观塑性变形之前, 裂纹就在连续晶界 α 相内产

生并扩展了, 造成合金过早地失效。当压下率达到 80%, 由于发生了完全的再结晶过程, 合金组织中未发现残余的晶界 α 相。

固溶处理工艺有助于控制初生 α 相的体积分数及消除热轧过程产生的畸变组织, 对 Ti-B20-0.1B 合金进行了 780 °C 和 740 °C 固溶处理, 其显微组织如图 4 所示。利用 imagej 图像分析软件对图 4(a)和(c)中固溶组织进行分析并反转处理, 以突出显示初生 α 相。由图中可以看出, 780 °C 固溶处理组织中初生 α 相的面积分数明显小于 740 °C 固溶处理组织, 说明初生 α 相的分数主要是由固溶温度决定的。利用 Imagej 图像分析软件对固溶组织进行二值化处理, 并定量测量了 780 °C 和 740 °C 固溶处理后初生 α 相的面积分数, 其结果分别如图 4(b)和(d)所示。780 °C 固溶处理组织中初生 α 相的体积分数为 10.1%, 740 °C 固溶处理时 α 相体积分数为 23%, 与锻态 Ti-B20-0.1B 合金在相同温度固溶处理时的体积分数基本一致^[17]。

Ti-B20-0.1B 合金固溶+时效组织如图 5 所示。时效期间围绕着初生 α 相析出了大量细小的次生 α 相。次生 α 相的分数主要取决于固溶温度、时效温度和时效时间, 较高的固溶温度有利于析出更多的次生 α 相, 而适当提高时效温度和时效时间也促使次生 α 相的分

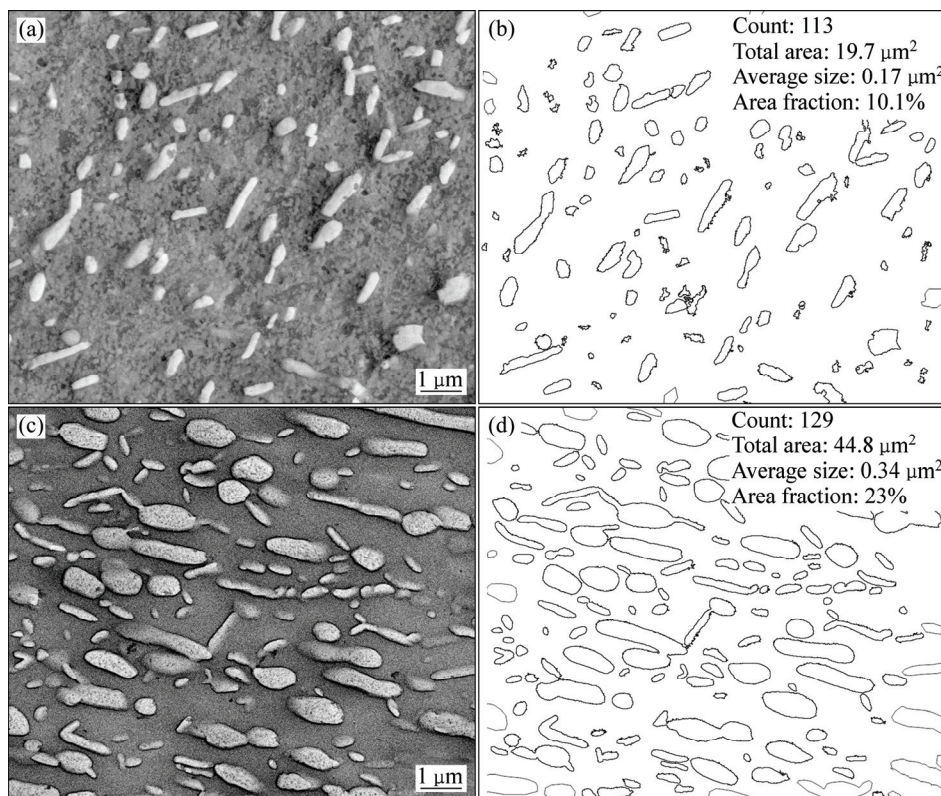


图 4 Ti-B20-0.1B 合金的固溶组织

Fig. 4 Microstructures of as-cast Ti-B20-0.1B alloy solution treated at 780 °C((a), (b)) and 740 °C((c), (d)): (a), (c) SEM image; (b), (d) Image software

数增加。由图 5(a)和(b)可以看出, 550 °C 时效 1 h 和时效 4 h 的显微组织中均未发现无析出区的存在, 说明 Ti-B20-0.1B 合金具有快速的时效响应。而其他商业近 β 钛合金如 Beta C 和 Ti-15-3 合金在 450~600 °C 范围内时效时获得完全时效组织需要 16~20 h^[18]。造成时效速度的差异主要是由于 Ti-B20-0.1B 合金中 β 稳定元素含量较低(其 Mo 当量大约为 10.3), 这降低了 β 基体稳定性而提高了合金的时效响应速度。对时效组织进行 TEM 分析, 结果如图 6 所示, TEM 明场组织中次生 α 相围绕初生 α 相均匀析出也被发现了, 次生 α 相非常细小, 尺寸处于纳米数量级。由图 6(b)可知, TiB 与基体之间保持了清晰平直的界面, TiB 通过硼与钛原位自生反应生成, 因此二者之间没有反应层的存在。

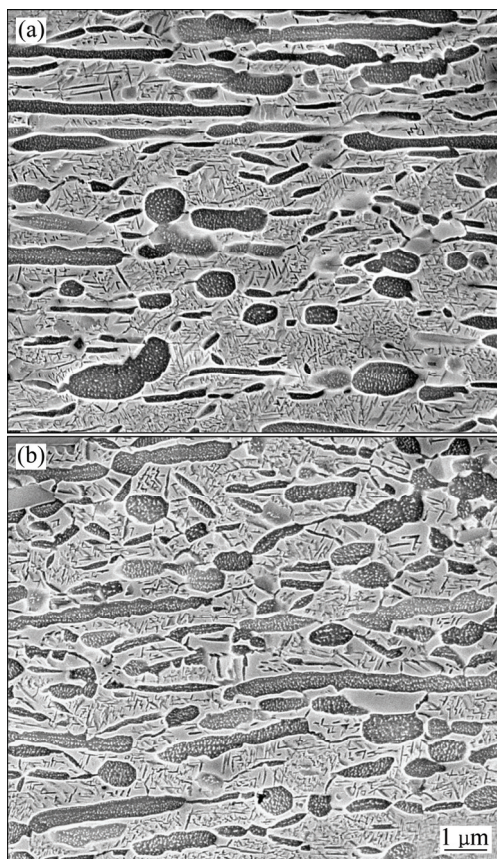


图 5 试样 IV 的 740 °C 固溶+550 °C 的时效组织

Fig. 5 Microstructures of Ti-B20-0.1B alloy solution-treated at 740 °C followed by aging at 550 °C for 1 h (a) and 4 h (b)

2.2 直接轧制对力学性能的影响

Ti-B20-0.1B 合金固溶之后在 550 °C 时效 1 h 的室温拉伸性能数据如表 2 所列。从表 2 可以看出, 合金的抗拉强度(σ_b)、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和伸长率(δ)均随着压下率的提高而显著增加。与强度相比塑性随着压下率

的变化更显著, 压下率为 22% 时, 合金的伸长率仅为 0.12% 和 0.75%, 而压下率为 80% 时伸长率增加到 6.7% 和 7.9%。类似的实验结果在两相钛合金中也被发现^[6, 19], 直接轧制显著提高了 Ti-6Al-4V-0.1B 合金的室温抗拉强度、屈服强度和塑性。Ti-6Al-4V-0.1B 合金拉伸性能的改善主要归因于直接轧制使位错增殖和运动受阻引起的形变强化作用。在本研究中, Ti-B20-0.1B 合金经过了高温固溶和长时间的时效处理, 形变组织中的位错塞积和缠结被消除。压下率为 80% 时合金具有高强度和高塑性, 这主要与合金晶粒大小及晶界 α 相尺寸的变化有关。大变形促使合金晶粒显著细化, 同时, 连续晶界 α 相在大变形过程中发生显著的再结晶转变为等轴状(见图 3), 从而使合金的强度和塑性同时提高。

从表 2 中可以看出, 780 °C 固溶随后时效合金的拉伸强度高于 740 °C 固溶随后时效合金的。说明时效参数相同时合金的强度主要由固溶温度控制。固溶温度不同导致了近 β 钛合金中初生 α 相体积分数的显著

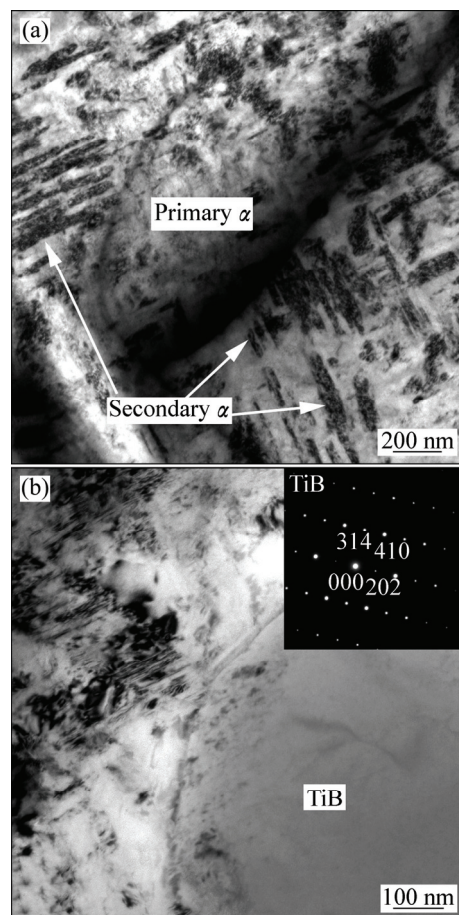


图 6 Ti-B20-0.1B 合金的明场 TEM 像

Fig. 6 Bright field TEM images of Ti-B20-0.1B alloy solution-treated at 740 °C and aged at 550 °C for 0.5 h (a) and 2 h (b)

表 2 不同温度固溶后 Ti-B20-0.1B 合金在 550 ℃时效 1 h 的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of solution-treated Ti-B20-0.1B alloys at different temperatures followed by aging at 550 ℃ for 1 h

Solution temperature/℃	Sample No.	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
740	I	1175.5	1117.8	0.75
	II	1181.9	1145.9	2.1
	III	1195.5	1139.7	5.2
	IV	1296	1283.6	7.9
780	I	1256.4	1196.3	0.12
	II	1355.2	1309.9	1.9
	III	1397.5	1333.7	3.5
	IV	1486.4	1423.6	6.7

差别(见图 4), 通常高温固溶导致初生 α 相体积分数减少而低温固溶获得更高体积分数的初生 α 相^[17]。由于合金中 α 相的平衡体积分数是初生 α 相和次生 α 相的加和, 所以高温固溶试样(780 ℃)时效时析出更多的次生 α 相(与 740 ℃固溶随后时效相比)。次生 α 相尺寸非常细小, 其尺寸处于纳米数量级(见图 6)。大量细小的次生 α 相围绕初生 α 相析出, 显著提高了合金的强度等级, 因此高温固溶+时效处理后合金拉伸强度明显高于低温固溶+时效处理合金。从图 7 还可以看出, 780 ℃固溶随后时效合金的塑性低于 740 ℃固溶随后时效合金的。近 β 型钛合金的塑性主要取决于初生 α 相特别是等轴状初生 α 相的体积分数^[20], 因此相对于高温固溶, 低温固溶后最终时效态组织中含有较多的等轴初生 α 相, 从而提高了合金的塑性等级。

Ti-B20-0.1B 合金分别在 780 ℃和 740 ℃固溶随

表 3 Ti-B20-0.1B 合金时效 4 h 的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of Ti-B20-0.1B alloys aged at 550 ℃ for 4 h

Solution temperature/℃	Sample No.	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
740	I	1184.2	1126.2	0.85
	II	1195.2	1161.6	2.4
	III	1209.9	1152.1	3.7
	IV	1323	1293.1	8.5
780	I	1306.1	1253.7	0.1
	II	1368.2	1326.6	1.6
	III	1421.2	1390.9	3.2
	IV	1497.5	1463.2	6.4

后时效 4 h 的性能如表 3 所列。由图 8 可以看出, 合金力学性能随着压下率的增加而逐渐增加, 性能的变化趋势与时效 1 h 后的结果一致。780 ℃固溶随后时效 4 h 合金的拉伸强度同样高于 740 ℃固溶随后时效合金的, 而塑性的变化正好相反。对比表 2 和表 3 中的力学性能数据可以看出, 时效 4 h 合金的性能略高于时效 2 h 合金的, 这应归因于长时间时效析出更多的次生 α 相。

合金塑性的高低可从拉伸断口形貌反映出来, Ti-B20-0.1B 合金在 780 ℃固溶随后时效的拉伸断口形貌如图 7 所示。当压下率较低时, 合金的断裂面主要由大量撕裂棱构成, 说明合金在拉应力达到一定数值时, 裂纹沿着低指数或表面能较低的晶体学平面快速扩展, 从而形成了穿晶解理型断口。解理断裂前塑性变形量很小, 伸长率仅为 0.1%左右(见表 3), 此时合金的塑性很差。当压下率较高时, 合金的断裂面含有大量的等轴韧窝, 这些韧窝通过微孔的形核及长大聚合形成。合金的断裂是缓慢的撕裂过程, 裂纹扩展过程中不断消耗能量, 此时合金表现出较好的塑性。拉伸试样的近断口区形貌如图 8 所示, 从图 8 可以看出, 与拉伸方向平行的 TiB 晶须由于承载而发生了断裂。TiB 晶须的强度高达 8 GPa^[21], 且通过 Ti 与 B 原

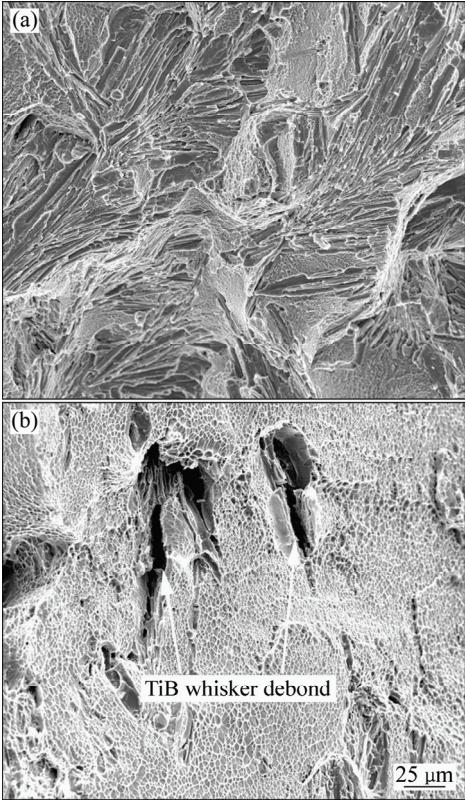


图 7 780 ℃固溶随后时效样品的拉伸断口形貌
Fig. 7 Fractographs for sample I (a) and sample III (b) treated at 780 ℃ followed aged by aging at 550 ℃

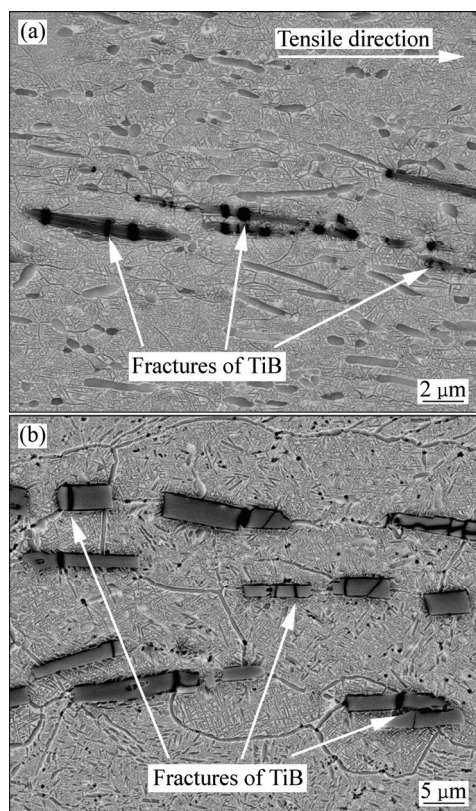


图8 试样III的拉伸近断口 SEM 像

Fig. 8 SEM images of near fracture surface for tensile sample III: (a) Solution-treated at 780 °C followed by aging for 4 h; (b) Solution-treated at 740 °C followed by aging for 4 h

位反应生成,在热处理期间 TiB 晶须与基体之间保持清晰平直的界面(见图 6(b)).拉伸过程中 TiB 与钛合金基体之间没有发生脱粘, TiB 晶须通过剪切滞后机制下的负荷转移^[22-23]对 Ti-B20 合金起明显强化作用,类似地,少量 TiB 提高了 α 钛合金及 $\alpha+\beta$ 两相钛合金的强度也在文献[5, 10, 24]有报道。

3 结论

1) 少量 B 加入钛合金中显著细化了 Ti-B20 合金铸锭的晶粒尺寸,晶粒细化机制归因于少量 B 在固-液界面富集导致成分过冷的增加,成分过冷增加提高了合金熔体形核率从而细化晶粒。在凝固的最后阶段,元素 B 与 Ti 原位反应生成了 TiB 晶须,这些 TiB 主要分布在晶界处。

2) 晶粒细化提高了合金的成形能力, Ti-B20-0.1B 合金在不经过开坯情况下进行直接轧制且获得了成形板材。直接轧制显著改变了合金的显微组织,大的压

下率促使合金发生了显著再结晶,初生 α 相转变为等轴状。压下力同时还使 TiB 晶须主要沿着轧制方向定向排列。

3) 当合金固溶后再进行时效时,大量细小的次生 α 相围绕初生 α 相析出,这显著提高了合金的强度等级。在 780 °C 固溶随后 550 °C 时效 4 h, Ti-B20-0.1B 合金的抗拉强度高达 1497.5 MPa,而伸长率还保持在 6.4%。

4) TiB 在固溶和时效处理期间保持了高度的稳定性,其与基体间保持了清晰平直的界面。在拉伸过程中 TiB 晶须通过应力转移起到明显的承载作用, TiB 晶须被拉断,这有助于合金强度的提高。

REFERENCES

- [1] 葛 鹏, 赵永庆, 周 廉. Ti-B20 钛合金的时效特征[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(1): 44-48.
GE Peng, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. Aging characteristics of Ti-B20 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(1): 44-48.
- [2] ZHU J, KAMIYA A, YAMADA T, SHI W, NAGANUMA K. Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of dental cast titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 339(1/2): 53-62.
- [3] 黄立国, 陈玉勇. 少量 TiB 晶须对 Ti-B20 合金 β 晶粒长大的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(8): 2108-2114.
HUANG Li-guo, CHEN Yu-yong. Influence of trace TiB whisker on grain growth behavior of β grain in Ti-B20 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(8): 2108-2114.
- [4] TAMIRISAKANDALA S, BHAT R B, TILEY J S, MIRACLE D B. Grain refinement of cast titanium alloys via trace boron addition[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(12): 1421-1426.
- [5] SEN I, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B, RAMAMURTY U. Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti-6Al-4V alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(15): 4983-4993.
- [6] HUANG L G, KONG F T, CHEN Y Y, XIAO S L. Microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V-0.1B alloys of direct rolling in the near β phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560: 140-147.
- [7] HUANG L G, CHEN Y Y, KONG F T, XU L J, XIAO S L. Direct rolling of Ti-6Al-4V-0.1B alloy sheets in the β phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 577: 1-8.
- [8] SRINIVASAN R, MIRACLE D, TAMIRISAKANDALA S. Effects of boron on microstructure in cast titanium alloys[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(5): 538-541.
- [9] CHANDRAVANSHI V K, SARKAR R, GHOSAL P, KAMAT S V, NANDY T K. Effect of minor additions of boron on microstructure and mechanical properties of as-cast near α

- titanium alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2010, 41(4): 936–946.
- [10] CHANDRAVANSHI V K, SARKAR R, KAMAT S V, NANDY T K. Effect of boron on microstructure and mechanical properties of thermomechanically processed near alpha titanium alloy Ti-1100[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(18): 5506–5514.
- [11] MARRAY J L P, SPEAR K E. Binary alloy phase diagrams[M]. Materials Park, 1992: 285.
- [12] CHERUKURI B, SRINIVASAN R, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B. The influence of trace boron addition on grain growth kinetics of the beta phase in the beta titanium alloy Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(7): 496–499.
- [13] SCHUH C, DUNAND D C. Whisker alignment of Ti-6Al-4V/TiB composites during deformation by transformation superplasticity[J]. International Journal of Plasticity, 2001, 17(3): 317–340.
- [14] ARI-GUR P, SEMIATIN S L. Evolution of microstructure, macrotexture and microtexture during hot rolling of Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 257(1): 118–127.
- [15] LÜTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243(1/2): 32–45.
- [16] CHEN W, BOEHLERT C J. Texture induced anisotropy in extruded Ti-6Al-4V-xB alloys[J]. Materials Characterization, 2011, 62(3): 333–339.
- [17] HUANG L G, CHEN Y Y. A study on the microstructures and mechanical properties of forged trace-boron-modified Ti-B20 alloy[J]. Materials & Design, 2015, 66, Part A(0): 110–117.
- [18] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. OH: ASM International, Materials Park, 1994.
- [19] SRINIVASAN R, BENNETT M, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D, YU K-O, SUN F. Rolling of plates and sheets from as-cast Ti-6Al-4V-0.1B[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2009, 18(4): 390–398.
- [20] CHAO L, ZHUANG X Y, LI Z Y, ZHOU C K. Hot deformation of Ti-5Al-5Mo-5 V-1Cr-1Fe near β titanium alloys containing thin and thick lamellar α phase[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 573: 75–83.
- [21] BOEHLERT C J, TAMIRISAKANDALA S, CURTIN W A, MIRACLE D B. Assessment of in situ TiB whisker tensile strength and optimization of TiB-reinforced titanium alloy design[J]. Scripta Materialia, 2009, 61(3): 245–248.
- [22] NARDONE V C, PREWO K M. On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites[J]. Scripta Metallurgica, 1986, 20(1): 43–48.
- [23] TAYA M, ARSENAULT R J. A comparison between a shear lag type model and an eshelby type model in predicting the mechanical properties of a short fiber composite[J]. Scripta Metallurgica, 1987, 21(3): 349–354.
- [24] PRASAD K, SARKAR R, GHOSAL P, SATYANARAYANA D V V, KAMAT S V, NANDY T K. Tensile and creep properties of thermomechanically processed boron modified Timetal 834 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(22/23): 6733–6741.

Influence of direct rolling process on microstructure and properties of Ti-B20-0.1B alloy

HUANG Li-guo, FU Da-jun, ZHUANG Wei-bin, GAO Zhi-yu

(College of Materials Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China)

Abstract: The effect of direct rolling process on microstructure and properties of Ti-B20-0.1B alloy was studied. The result shows that the addition of trace boron significantly refines the grain size of titanium alloy and improves the formability of titanium alloy. Direct rolling can be conducted on Ti-B20-0.1B alloy without the cogging process. Direct rolling makes TiB at the grain boundary in the as-cast microstructure align along the rolling direction. The tensile strength is improved by the aligned TiB whiskers through the load-sharing mechanism. The recrystallization of primary α in Ti-B20-0.1B alloy occurs with the increase of deformation amount. After being solution-treated in two phases zone and aged at 550 °C, the mechanical properties of the direct rolling alloy are significantly improved. When the reduction ratio is 80%, the tensile strength of the aged Ti-B20-0.1B alloy is 1497.5 MPa, and the elongation is 6.4%.

Key words: titanium alloy; direct rolling; grain refining; tensile property

Foundation item: Project (14-1122) supported by the Scientific Research Foundation for Doctor, Liaoning Technical University, China; Project supported by the Innovation Foundation on Production Technology, Liaoning Technical University, China

Received date: 2015-07-22; **Accepted date:** 2015-10-18

Corresponding author: HUANG Li-guo; Tel: +86-418-3351617; E-mail: liguoh@126.com

(编辑 龙怀中)