

高钼含量 β 型钛合金的偏析行为及预防措施

张利军¹, 周中波¹, 常 辉^{1,2}, 薛祥义^{1,2}, 白 钰¹, 王幸运¹, 刘 娣¹

(1. 西安西工大超晶科技发展有限公司, 西安 710016;

2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要: 采用 X 射线透射成像仪(XRT)、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和能谱分析(EDS)等手段对某高钼含量 β 型钛合金的偏析行为进行研究。结果表明: 合金铸锭及其轧制棒材 1/2 半径至中心区域在 X 射线透射检测及低倍检查时发现的灰黑色偏析斑点为 α 斑点; 能谱分析(EDS)显示, 该灰黑色偏析斑点为 Mo 元素贫化区域; 在光学显微镜下观察固溶处理后的棒材, 其正常区域组织为单相 β 晶粒, 而灰黑色偏析斑点区域聚集着大量未转变的细小 α 相颗粒, 其在低倍观察时呈现灰黑色。

关键词: 钛合金; 偏析行为; 热处理; 显微组织

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标志码: A

Segregation behavior and prevention measures of beta titanium alloy with high molybdenum content

ZHANG Li-jun¹, ZHOU Zhong-bo¹, CHANG Hui^{1,2}, XUE Xiang-yi^{1,2}, BAI Yu¹, WANG Xing-yun¹, LIU Di¹

(1. Xi'an Super Crystal Sci-Tech Development Co., Ltd., Xi'an 710016, China;

2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The radiographic test, OM, SEM and EDS were adopted to study the segregation behavior of the β titanium alloy which possesses high molybdenum content. The results show that, the black spots in the ingot and rolling bar from 1/2 radius to the central regions are α flecks. The EDS results shows that the α flecks are lack of Mo element. The standard microstructure of the rolling bar after solution heat treatment is single β phase. A lot of unchanged fine α phase particles gather in the grey black segregation zone, so, the spot shows grey black under low magnification inspection.

Key words: titanium alloy; segregation behavior; heat treatment; microstructure

钛合金是当代飞机和航空发动机的主要结构材料之一,对于减轻飞机质量,提高飞机推重比,增加飞行距离和减少燃料费用等都具有十分重要的意义。随着我国航空航天事业的迅速发展,飞行器紧固件、弹性组件及主要承力结构件对其材料的需求更为突出地集中于耐蚀、轻质、高强和高韧^[1]。 β 型钛合金由于具有优异的冷热加工性能和热处理强化后能够获得理想的高强高韧综合性能,一直受到飞机结构设计者的青睐。

美国于 20 世纪 70 年代针对损伤容限设计理念成功开发出了 1 100 MPa 级高强高韧 β 型钛合金 Ti1023 合金,该合金在飞机制造中获得了大量应用,主要应用于飞机机身、机翼、起落架等主要承力结构件的制造,俄罗斯采用该合金为目前世界上最大的民航客机 A380 生产的主起落架模锻件质量达 3 210 kg^[2]。20 世纪八九十年代美国又相继研制开发了 Ti-15-3、 β 21S 等高强 β 型钛合金,我国从 20 世纪八十年代开始至今在国

基金项目: 陕西省重大科技创新项目(2008ZKC 04-06); 西安市高新技术产业发展专项项目(GX11007)

收稿日期: 2012-05-25; **修订日期:** 2013-03-01

通信作者: 张利军, 工程师; 电话: 029-86526917; 传真: 029-86512229; E-mail: HCHY9999@126.com

外的基础上也研制开发了自己的 β 型钛合金, 如 TB2、TB3、TB5、TB6、TB8 和 TB9 等^[3-5]。

我国从“七五”开始立项进行 Ti1023 钛合金铸锭、棒材、模锻件的研制及工程应用研究, 然后在第二代飞机上获得了工程应用, 由于我国对其大规格铸锭 Fe 元素偏析问题未能完全解决, 所以该合金在我国的应用仅限于中小型航空锻件的生产^[6-7]。我国在 Ti-1023 钛合金研制及工程应用研究过程中对 Fe 元素偏析问题进行了大量研究, 对其形成机理、控制措施从熔炼、锻造、热处理等热加工工序都形成了大量技术资料, 将其定义为 β 斑^[2, 8-14]。而其他 β 型钛合金在我国的应用非常少, 所以, 对于这些合金的研究大多仅局限于实验室规模铸锭级别, 对其工业规模铸锭熔炼、棒材锻造、热处理等工艺技术研究很少进行, 对其偏析行为的研究更是鲜见报道。

本文作者所在单位在研制某高钼含量 β 型钛合金过程中, 对其工业规模铸锭及其棒材低倍检查时, 在 1/2 半径至芯部发现灰黑色偏析斑点, 对其偏析行为进行了分析研究, 并提出了预防措施, 在后期工程化生产中取得了良好效果。

1 实验

1.1 金相及微区化学成分分析

采用 X 射线透射成像仪(XRT)对实验室规模铸锭 ($d 200 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$) 冒口部位横向切片进行检测, 并对其轧制棒进行低倍检查, 没有发现任何宏观偏析斑点(见图 1(a)); 而对工业规模铸锭 ($d 450 \text{ mm} \times 1 400 \text{ mm}$) 冒口部位横向切片进行 X 射线透射成像检测及其轧制棒材进行低倍检查, 均发现其 1/2 半径至芯部存在灰黑色宏观偏析斑点(见图 1(b))。

将工业规模铸锭加工的小规格轧制棒材经固溶处理(在名义相变点 $810 \text{ }^\circ\text{C}$ 加热)后在其低倍偏析处切取高倍金相试样, 采用光学显微镜(OM)观察其高倍组织, 并使用扫描电镜(SEM)和能谱分析(EDS)进行微区组织及化学成分分析, 结果见图 2 及表 1。

从图 2(a)和(b)可以看出, 合金在相变点固溶处理后, 其正常基体组织为单一的 β 晶粒, 但是其偏析区域为大量未转变的第二相颗粒聚集组织。

使用 EDS 对其完全转变的 β 晶粒(见 Spectrum 1、Spectrum 3)及未转变的第二相颗粒聚集组织(见 Spectrum 2、Spectrum 4)进行微区化学成分分析, 发现未转变第二相聚集组织区域的 Mo 元素含量明显低于完全转变的 β 晶粒区域(见表 1), 采用化学成分计算法

得到未转变第二相聚集组织区域相变点分别为 $821 \text{ }^\circ\text{C}$ (Spectrum 2)和 $822 \text{ }^\circ\text{C}$ (Spectrum 4), 完全转变 β 晶粒区域相变点分别为 $803 \text{ }^\circ\text{C}$ (Spectrum 1)和 $798 \text{ }^\circ\text{C}$ (Spectrum 3)。

通过对合金显微组织及微区主合金成分 EDS 分析表明: 该合金在接近相变点区域的 $\alpha+\beta$ 相区加热快冷后的显微组织为亚稳定的 β 基体上分布着初生 α 相颗粒, 随着加热温度的升高, 合金中初生 α 相颗粒数量逐步减少, 当加热温度达到合金相变点后, 合金得到的理论组织应为单一的等轴 β 晶粒。但是在 $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ 的相变过程中, 由于合金中局部成分偏析 Mo 元素贫化, 造成该区域相变点明显高于正常区域相变点, 在合金理论相变点固溶处理时, Mo 贫化偏析区域由于相变点高于该固溶温度, 所以造成该区域 α 相未完全转变为 β 相, 在固溶后该区域残留有大量未转变的初生 α 相颗粒, 由于残留的大量细小初生 α 相颗粒边缘较单一 β 晶粒耐腐蚀性差且数量众多, 所以在低倍观

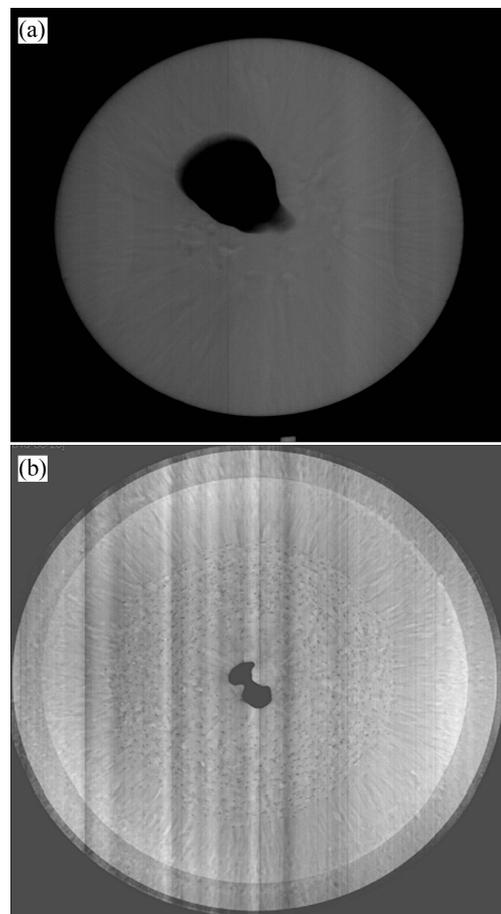


图 1 铸锭冒口部位横向切片的 X 射线透射成像(XRT)照片
Fig. 1 X-ray photos of ingot casting riser position transverse sectioning (middle large black area for riser shrinkage): (a) $d 200 \text{ mm}$ small ingot of laboratory; (b) $d 450 \text{ mm}$ large ingot of industrial

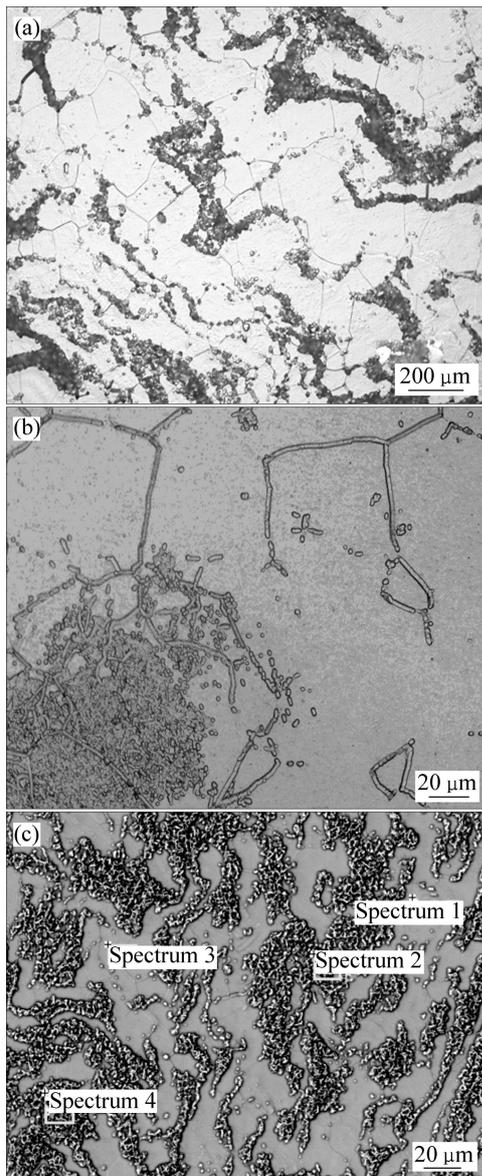


图2 轧制棒材偏析区域的显微组织

Fig. 2 Microstructure of rolling bar (black spots for segregation area): (a) Low multiple; (b) Local amplification high multiple; (c) SEM image showing EDS analysis

表1 图2(c)中微区成分EDS分析

Table 1 EDS determination of microanalysis area composition shown in Fig. 2(c)

Spectrum No.	Mass fraction/%			Phase transition point/ $^{\circ}\text{C}$
	Mo	Others	Sum	
1	16.40	83.60	100	803
2	14.67	85.33	100	821
3	16.94	83.06	100	798
4	14.59	85.41	100	822

察时呈现为灰黑色斑点，即低倍 α 斑，在高倍光学显微镜下呈现出大量的连片聚集的白色小颗粒 α 相。

1.2 固溶热处理验证试验

通过光学显微组织及EDS分析，初步表明该偏析主要为Mo元素贫化造成的富 α 相性质的偏析，为了验证光学显微组织及EDS分析结果的可靠性，在本实验中，制定了固溶热处理试验，以研究固溶加热温度与合金偏析区域相转变的关系，进一步确认偏析性质，试样为工业规模铸锭生产的轧制小棒，试验热处理制度见表2，高倍组织见图3。

表2 热处理制度

Table 2 Heat treatment processes

Technical No.	Heat-treatment
1	5 $^{\circ}\text{C}$ above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point, 60 min, AC
2	15 $^{\circ}\text{C}$ above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point, 60 min, AC
3	25 $^{\circ}\text{C}$ above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point, 60 min, AC

AC is air cooling.

分析图3可知，合金在相变点上($(\alpha+\beta)/\beta$ 转变点)经不同温度固溶处理后，正常区域为完全转变的单相 β 晶粒，但是在偏析区域残留有一定数量的未转变组织(残留初生 α 相颗粒)。同时可以明显看出随着固溶温度的升高，未转变组织(残留初生 α 相颗粒)数量明显减少，由于偏析区域为Mo元素贫化造成的 α 相富集，所以该区域的实际相转变点明显高于正常区域的，在理论相变温度以上温度进行固溶处理时，当加热温度接近、甚至超过偏析区域实际相变点时，偏析区域的残留初生 α 相颗粒逐步向 β 相转变、甚至消失。

通过显微组织观察、微区化学成分EDS分析及固溶热处理验证试验，可以确定该高钼含量 β 钛合金中的灰黑色偏析斑点为Mo元素贫化造成的富 α 相偏析(在钛合金中Mo元素为 β 稳定元素，Mo元素含量相对低的区域 α 相相对较多、 β 相相对较少)。

1.3 偏析形成原因分析

一般认为，在真空自耗电弧熔炼条件下，熔化瞬间进入熔池的合金组元不均匀、合金组元的结晶偏析、合金组元的汽化和沉积等容易引起铸锭化学成分不均匀而导致偏析^[8]，而对于合金化程度较高的合金，最容易出现结晶偏析。按照结晶偏析经典理论，决定结晶偏析程度大小的是溶质组元分配系数， $k_0=\omega_S/\omega_L$ (合

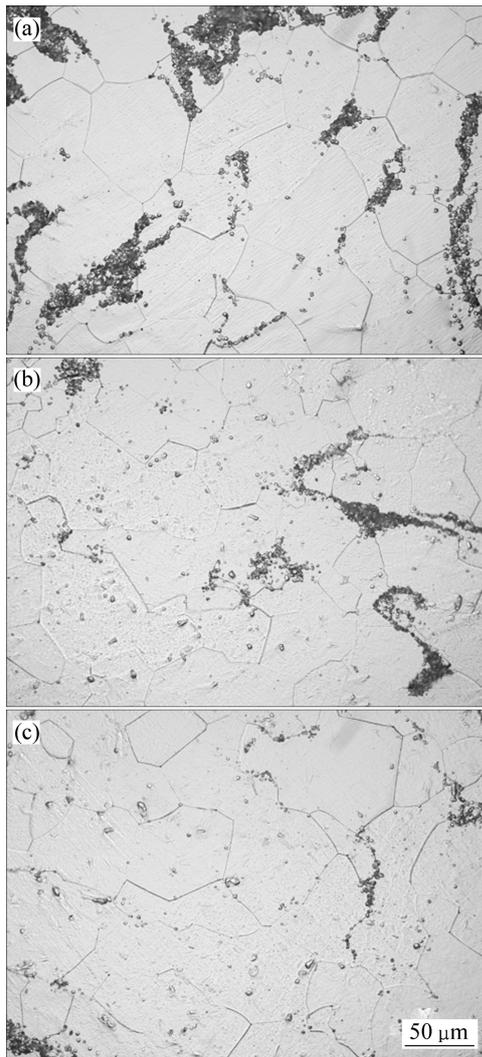


图 3 在 $(\alpha+\beta)/\beta$ 转变点以上不同温度处理后试样的显微组织

Fig. 3 Microstructures of samples heat-treated at different temperatures above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point: (a) 5 °C above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point; (b) 15 °C above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point; (c) 25 °C above $(\alpha+\beta)/\beta$ transition point

金凝固时, 要发生溶质元素的重新分配, 重新分配程度用平衡分配系数 k_0 表示, k_0 定义为平衡凝固时固相中的质量分数 ω_S 和液相质量分数 ω_L 之比, $k_0 > 1$ 为正偏析, $k_0 < 1$ 为负偏析^[15]。Mo 元素在 Ti 中的平衡分配系数 $k_0 = \omega_S / \omega_L \approx 3.5$ ^[14, 16-17], 其 k_0 远大于 1, 所以该高钼含量 β 型钛合金在熔炼凝固过程中极易产生正结晶偏析。即液态金属在凝固过程中先凝固的枝晶含 Mo 较多, 而在周围还没凝固的液态金属中含 Mo 较少。如结晶速度较快, 溶质组元 Mo 不能在固液两相之间充分扩散, 可能产生微观结晶偏析, 这种微观偏析可以通过均匀化热处理及后续变形加工再结晶来改

善和消除; 但如凝固结晶速度较慢, 合金熔液中溶质组元 Mo 有时间在固液两相中择优扩散, 在先后凝固的区域其溶质组元 Mo 浓度形成差异, 先凝固的固相中含有相对较多的溶质组元 Mo, 而未凝固的液态金属溶质组元 Mo 含量相对较低, 最终流动聚集形成大的 Mo 贫化区域, 造成宏观偏析, 这类偏析不能通过热处理及变形加工再结晶来消除。

在该高钼含量 β 型钛合金工业规模铸锭进行横向切片 X 射线透射检测及低倍检查时, 冒口部位试片 1/2 半径至心部发现大量晶间宏观偏析斑点, 而其铸锭底部位置试片没有发现任何宏观偏析斑点, 这主要是冷却条件不同(即凝固速度不同)造成的。真空自耗电弧炉熔炼铸锭凝固组织分为激冷组织、柱状组织和等轴组织, 其中激冷组织与柱状组织是在熔炼期间形成的, 而中心部位等轴组织大部分是在息弧后形成的^[8]。坩埚底面及侧面都直接接触冷却循环水, 冷却条件好、合金凝固速度快, 溶质组元 Mo 没有足够的时间在固液两相中择优扩散, 所以在铸锭激冷组织区域观察不到晶内微观偏析和境界宏观偏析; 而柱状组织冷却条件相对次之, 所以在其生长方向的末端晶内可以观察到晶内微观枝晶偏析; 铸锭中部液态金属由于冷却条件差、热量扩散慢而导致凝固结晶速度缓慢, 晶粒的形核长大时间相对较长, 溶质组元 Mo 有足够的时间在固液两相中择优扩散, 导致在最后凝固的晶界部位 Mo 含量过低, 所以在铸锭中部等轴组织区域出现宏观偏析斑点。铸锭在熔炼过程中, 越靠近坩埚底部冷却条件越好、合金凝固速度越快, 结晶偏析程度越轻; 越靠近冒口冷却条件越差、合金凝固速度越慢, 结晶偏析程度越重, 这就导致该高钼含量 β 型钛合金中 Mo 元素宏观偏析往往出现在铸锭等轴晶区, 且在铸锭缩孔周围富集最为严重。实验室规模铸锭(d 200 mm \times 220 mm)由于直径尺寸小, 熔炼过程中冷却条件好、凝固速度快, 铸锭凝固组织基本为激冷组织与柱状组织, 几乎没有中心等轴晶, 所以没有出现宏观偏析。而在工业规模铸锭(d 450 \times 1 400)由于直径尺寸较大, 熔炼过程中心部位液态金属冷却条件差、凝固速度慢, 所以在中心等轴组织区域出现灰黑色宏观偏析斑点。

2 预防措施

结晶偏析是由于平衡分配系数 $k_0 > 1$ 或 $k_0 < 1$ 造成的, 合金先后结晶区域溶质浓度不同形成的偏析属于正常偏析, 这种偏析很难完全避免, 但可用适当的

措施加以控制^[18]。在熔炼过程中 $k_0 = \omega_S / \omega_L$ 值并不是固定不变的,而是随工艺条件而变化的,在真空自耗电弧熔炼条件下,影响结晶偏析的主要因素如下:原材料情况、熔炼速度、熔池深度和形状、冷却速度、结晶速度和方向、结晶前沿过渡区尺寸、液体金属搅拌程度等^[2, 8, 14, 16]。

2.1 铸锭规格的控制

增大铸锭规格可提高生产效率、成材率等,但根据真空自耗电弧区域熔炼的特征,随着铸锭直径的增加,钛合金锭中的合金元素分布不均匀性的程度增加,这就意味着钛锭中合金元素成分的波动范围及产生偏析的可能性均会增大。主要是铸锭直径增加后,其熔炼过程中心部冷却条件变差、热量扩散时间长、合金凝固结晶速度缓慢,对平衡分配系数大于1或小于1的溶质组元来说有足够的时间在固液两相中择优扩散,最终导致结晶偏析,这一点可以从实验室规模 $d 200 \text{ mm} \times 220 \text{ mm}$ 小规格铸锭与工业规模 $d 450 \text{ mm} \times 1 400 \text{ mm}$ 大规格铸锭的差别明显看出规律。为此,选择小规格坩埚熔炼易产生结晶偏析的钛合金,为其创造良好的冷却条件、使其快速凝固,是获得其成分均匀、无宏观偏析铸锭的主要途径^[16, 19-20]。

2.2 中间合金的控制

海绵钛和中间合金(或纯金属)的粒度大小必须严格控制,使其粒度大小相匹配,这样有利于混料的均匀性,海绵钛一般选用零级或一级小颗粒(粒度不大于 12.7 mm),中间合金粒度控制在 6 mm 以内。合金熔炼过程中,颗粒下沉速度与其半径的平方成正比,颗粒愈大、下沉速度愈快,愈易产生夹杂和成分偏析^[2, 14, 16]。

2.3 熔炼次数的控制

为了保证最终产品成分的均匀性,多次熔炼是必要的。一次熔炼使铸锭初步合金化、均匀化及去除有害的挥发性物质和气体,一次熔炼的铸锭作为二次熔炼的自耗电电极;二次熔炼使钛合金中所有合金成分进一步分布均匀、获得表面质量好的铸锭,二次熔炼的铸锭作为三次成品铸锭熔炼的自耗电电极;而三次熔炼是根据具体工艺参数,更好地控制熔炼凝固速度,将结晶偏析程度降到最低,以获得成分更加均匀、无宏观偏析的优质合金铸锭^[2, 8, 14, 16, 19-20]。

2.4 熔炼电流的控制

从试验研究及理论分析可以看出,该高钼含量 β

型钛合金宏观偏析主要出现在铸锭中部等轴组织区域,也就是说等轴组织区域体积越大、偏析出现区域越大。铸锭等轴组织区域体积大小是由熔池深度和形状决定,而熔炼速度和熔池深度成正比,故降低熔炼速度可以减小熔池深度,使熔池形状由漏斗形变为扁平形,这样可以减少熔炼凝固过程中的等轴组织区域,减轻或防止 Mo 元素的偏析^[2, 12-14]。而熔炼速度的大小由熔炼电流的大小决定,熔炼电流越大、熔炼速度越快,熔炼电流越小、熔炼速度越慢,所以在满足熔炼的前提下,尽可能采用小的熔炼电流,为合金的凝固创造良好的条件,可有效抑制结晶偏析的产生及出现程度。

当铸锭规格较小时($d 300 \text{ mm}$ 以下时),熔炼电流密度对铸锭宏观偏析的影响敏感度很小,当铸锭规格增大后,熔炼电流等工艺参数对铸锭宏观偏析的影响很敏感。由于偏析主要产生于中心等轴晶区域,特别是缩孔周围,所以采用合理的热封顶工艺和控制方法,控制凝固方式,以缩小等轴晶区域,抑制该高钼含量 β 型钛合金出现宏观偏析^[2, 14]。

2.5 稳弧电流的控制

在真空自耗电弧熔炼过程中,人为地加入稳弧线圈,使之产生稳弧磁场,主要有如下两个目的:一是产生磁场抵抗弱的杂散磁场、减少边弧、稳定熔炼电弧,二是对熔融合金液体进行搅拌,使其合金组元均匀化及杂质气体元素扩散溢出。稳弧电流过小,熔炼过程中易产生边弧造成安全隐患,且不利于合金组元均匀化及杂质气体元素的扩散。稳弧电流过大,从宏观角度讲,熔炼电弧受到水平磁场对其径向的分拉力,使弧柱断面被压缩,熔池受热面积向中心部位集中,熔池边沿温度降低,从而增大了熔池径向冷却梯度,导致结晶条件恶化,有可能促使成分偏析、疏松及铸锭表面质量差^[2, 8, 14, 16, 19-21]。所以,在一次、二次熔炼过程中应尽可能采用大的稳弧电流使其搅拌充分,利于合金组元均匀化和杂质气体组元扩散,而在三次成品熔炼时尽可能采用相对小的稳弧电流,使熔炼电流尽可能宽的均匀分布在整个熔炼截面,使熔池中心深度尽可能与边部一致,以减轻结晶偏析的程度、避免出现宏观偏析^[16]。

2.6 成品铸锭均匀化处理

对于铸锭柱状组织区域的微观晶内枝晶偏析可以通过扩散退火或变形再结晶来消除,成品铸锭锻造之前将其加热到相变点以上 $100 \sim 200 \text{ }^\circ\text{C}$ 的高温长时间保温,进行均匀化扩散退火处理^[2]。

3 结论

1) 该高钼含量 β 型钛合金铸锭中的宏观偏析斑点为合金缓慢凝固过程中形成的 Mo 元素贫化区域偏析, 该合金轧制棒材上观察到的宏观偏析斑点应称之为 α 斑, 与 Ti1023 钛合金中 Fe 元素偏析形成的 β 斑组织形貌正好相反。

2) 该高钼含量 β 型钛合金出现的宏观偏析斑点的原因是 Mo 元素平衡分配系数 $k_0 > 1$ 造成的结晶偏析, 合金铸锭生产过程中可以采用优化的工艺参数有效预防其出现, 获得成分均匀的铸锭是避免成品棒材产生 α 偏析斑点的关键。

REFERENCES

- [1] 何春艳, 叶红川, 曲恒磊, 邓超. 热处理制度对 TB3 钛合金组织及性能的影响[J]. 热加工工艺, 2011, 40(20): 181-185.
HE Chun-yan, YE Hong-chuan, QU Heng-lei, DENG Chao. Heat treatment on microstructures & mechanical properties of TB3 titanium alloy[J]. Hot Process Technique, 2011, 40(20): 181-185.
- [2] 吕逸帆, 孟祥军, 李世凯. TB6 合金 β 斑研究概述[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(增刊 3): 544-547.
LÜ Yi-fan, MENG Xiang-jun, LI Shi-kai. An overview of β fleck in TB6 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(S3): 544-547.
- [3] 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册[M]. 北京: 中国标准出版社, 2002.
China Aeronautical Materials Handbook Edition Committee. China aeronautical materials handbook[M]. Beijing: China Standard Press, 2002.
- [4] GB/T3620.1—2007. 钛及钛合金牌号和化学成分[S]. 北京: 中国标准出版社, 2007.
GB/T3620.1—2007. Designation and composition of titanium and titanium alloys[S]. Beijing: China Standard Press, 2007.
- [5] 赵永庆. 国内外钛合金研究的发展状况及趋势[J]. 中国材料进展, 2010, 29(5): 1-8.
ZHAO Yong-qing. Current situation and development trend of Titanium alloys[J]. Materials China, 2010, 29(5): 1-8.
- [6] 王开续. 飞机减速板梁用 Ti-1023 钛合金模锻件锻造工艺[J]. 红原技术, 1990, 1: 28-34.
WANG Kai-xu. Aircraft brake beam die forging process of with Ti-1023 titanium alloy[J]. Hong Yuan Technique, 1990, 1: 28-34.
- [7] 郭鸿镇, 姚泽坤, 苏组武, 魏迎光, 苏梅英. 大型钛合金隔框锻件等温精密模锻试制研究[J]. 金属学报, 2002, 38(增刊): 366-369.
GUO Hong-zhen, YAO Ze-kun, SU Zu-wu, GUO Ying-guang, SU Mei-ying. The trial-manufacture of large bulkhead forging of Ti-alloy by isothermal precision die forging[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(S): 366-369.
- [8] 陈战乾, 高 颀, 刘 新, 张金波, 王伟琪, 王立平, 窦永庆. Ti-1023 合金铸锭铁偏析控制[J]. 钛工业进展, 2003, 20(4/5): 56-58.
CHEN Zhan-qian, GAO Qi, LIU Xin, ZHANG Jin-bo, WANG Wei-qi, WANG Li-ping, DOU Yong-qing. Control of iron segregation in Ti-1023 titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2003, 20(4/5): 56-58.
- [9] 周义刚, 俞汉清, 张恒毕, 徐好义. Ti-10V-2Fe-3Al 合金中 β 斑点的研究[J]. 西北工业大学学报, 1990, 8(4): 425-429.
ZHOU Yi-gang, YU Han-qing, ZHANG Heng-bi, XU Hao-yi. On beta fleck of Ti-10V-2Fe-3Al alloy[J]. Journal of Northwestern Poly technical University, 1990, 8(4): 425-429.
- [10] 俞汉清, 曾卫东, 胡鲜红, 周义刚. 钛合金中的 β 斑点及其研究方法[J]. 稀有金属材料与工程, 1995, 24(5): 23-29.
YU Han-qing, ZENG Wei-dong, HU Xian-hong, ZHOU Yi-gang. β -fleck in titanium and its investigation method[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1995, 24(5): 23-29.
- [11] 窦永庆, 高 颀, 王 镐, 起 明. Ti-1023 合金铸锭 Fe 偏析的控制[C]// 第七届全国钛合金学术交流文集. 长沙: 中南大学出版社, 1990: 18-21.
DOU Yong-qing, GAO Qi, WANG Hao, QI Ming. Control of Fe element in Ti-10V-2Fe-3Al ingot[C]// The Proceeding of the Seventh National Academic Symposium on Titanium and Its Alloys. Changsha: Central South University of Technology, 1990: 18-21.
- [12] 孟祥伟, 薛祥义, 付宝全, 胡 锐, 李金山, 张丰收, 周 廉. Ti-10V-2Fe-3Al 合金铸锭 Fe 元素宏观偏析行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(增刊 3): 123-125.
MENG Xiang-wei, XUE Xiang-yi, FU Bao-quan, HU Rui, LI Jin-shan, ZHANG Feng-shou, ZHOU Lian. The macro segregation behavior of Fe element in Ti-10V-2Fe-3Al ingot[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(S3): 123-125.
- [13] 杨 昭. 熔炼工艺对 Ti-1023 合金中 Fe 的均匀性影响[J]. 上海钢研, 2006, 4: 11-12.
YANG Zhao. Influence of melting progress on the uniformity of iron in Ti-1023 alloy[J]. Journal of Shanghai Iron & Steel Research, 2006, 4: 11-12.
- [14] 王孟光, 周洪强, 姜建伟. Ti-1023 合金铸锭的铁偏析[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(专辑 1): s784-s787.
WANG Meng-guang, ZHOU Hong-qiang, JIANG Jian-wei. Iron segregation of Ti-1023 titanium ingots[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(Special 1): s784-s787.
- [15] 胡庚祥. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2000.
HU Geng-xiang. Fundamentals of materials science[M].

- Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000.
- [16] 李献军. 真空自耗电弧炉熔炼技术和铸锭质量问题[J]. 钛工业进展, 2001, 18(3): 16-22.
LI Xian-jun. Vacuum arc furnace melting technology and ingot quality problems[J]. Titanium Industry Progress, 2001, 18(3): 16-22.
- [17] 王金友, 葛志明, 周彦邦. 航空用钛合金[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985.
WANG Jin-you, GE Zhi-ming, ZHOU Yan-bang. Titanium alloy for aerospace[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Publishing House, 1985.
- [18] 邵潭华. 材料工程基础[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 2000.
SHAO Tan-hua. Fundamentals of materials engineering[M]. Xi'an: Xi'an Jiao Tong University Press, 2000.
- [19] 安红, 刘俊玲, 范丽颖. 真空自耗电弧炉熔炼钛铸锭的质量控制[J]. 世界有色金属, 2007, 8: 26-27.
AN Hong, LIU Jun-ling, FAN Li-ying. Quality control in smelting titanium ingots in vacuum arc-melting furnace[J]. World Nonferrous Metals, 2007, 8: 26-27.
- [20] 张英明, 周廉, 孙军, 韩明臣, 倪沛彤, 陈杜鹃, 潘志强. 钛合金真空自耗电弧熔炼技术发展[J]. 稀有金属快报, 2008, 27(5): 9-14.
ZHANG Ying-ming, ZHOU Lian, SUN Jun, HAN Ming-chen, NI Pei-tong, CHEN Du-juan, PAN Zhi-qiang. Progress of vacuum arc remelting technology of titanium alloys[J]. Rare Metals Letters, 2008, 27(5): 9-14.
- [21] 邹伟, 陈占乾, 高颀, 郭廷中, 刘会英. VAR炉熔炼过程中磁场作用的分析[J]. 钛工业进展, 2003, 20(4/5): 59-62.
ZOU Wei, CHEN Zhan-qian, GAO Qi, GUO Ting-zhong, LIU Hui-ying. Analysis of magnetic field action in vacuum arc remelting[J]. Titanium Industry Progress, 2003, 20(4/5): 59-62.

(编辑 龙怀中)