DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4198

Ti–43Al–0.5Re–*x*Cr 合金高温变形过程的动态再结晶行为

邵启航[1],楚玉东[1,2],陈晓飞[1],卫贝贝[1],马　彪[1],唐　斌[1,2]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072; 2. 重庆三航新材料技术研究院有限公司,重庆 401135)

摘　要:TiAl 合金是一种新型轻质耐高温金属结构材料,其优势在于低密度、高比强以及优异的高温性能。然而,由于 TiAl 合金具有热加工窗口窄、高温变形能力不佳等问题,这导致合金构件成形困难。添加 β 稳定元素可以引入高温下无序的 β 相,显著增强合金的热变形能力,但元素对合金热变形行为的具体影响机制尚不明晰。基于此,以 Ti-43Al-0.5Re-*x*Cr(*x*=1、1.5、2,原子分数,%)合金为研究对象,分别在 1 150、1 200、1 250 ℃温度下热压缩。分析不同条件下的流变曲线,并研究温度及 Cr 含量对合金热变形组织及动态再结晶行为的影响,同时阐明了 Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下的微观组织演变。结果表明,合金整体流变应力随温度和 Cr 含量的升高而降低。合金在 1 150 ℃热变形,组织中存在大量残余片层团,主要发生片层团的弯曲扭折破碎,因此变形抗力较高;而在1 200 和 1 250 ℃热变形,合金组织大部分为高温无序 α 相,主要发生 α 相的连续动态再结晶,因此变形抗力低。随着 Cr 含量提高,高温下为 BCC 结构的 β 相含量提高,因此变形抗力降低。在 1 200 ℃/0.01 s^{-1}/40%变形条件下,合金再结晶程度随 β 相含量提高而增加, 因此 Cr 含量的增加会提高合金中 β 相的含量进而促进合金的动态再结晶过程。在 Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr 合金 1 200 ℃/0.01 s^{-1}/40%条件下的变形组织中发现细小 β 相周围分布有大量小角晶界,其相连形成大量小尺寸亚晶,因此形成更加细小的再结晶晶粒,β 相起到了细化再结晶晶粒的作用。通过研究 Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr 合金不同应变量条件下的微观组织,最终得出合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下的微观组织演变规律。

关键词:TiAl 合金;热变形;动态再结晶;Cr 含量;组织演变;流变曲线

中图分类号:TG146.2; TG113.12　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2025)04-0316-09

Dynamic Recrystallization Behavior During Thermal Deformation of Ti–43Al–0.5Re–*x*Cr Alloy

SHAO Qihang[1], CHU Yudong[1,2], CHEN Xiaofei[1], WEI Beibei[1], MA Biao[1], TANG Bin[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Sanhang Advanced Materials Research Institute Co., Ltd., Chongqing 401135, China)

Abstract: TiAl alloys, novel lightweight, high-temperature metal structural materials, feature low density, high specific strength, and excellent high-temperature performance. However, its narrow hot working window and poor deformation at high temperatures make the formation of alloy components difficult. Adding β-stabilizing elements enhances hot deformation by introducing a disordered β-phase, but the mechanism is unclear. Therefore, Ti-43Al-0.5Re-*x*Cr (*x*=1, 1.5, 2, at.%) alloys were used as the research objects, and thermal mechanical compression experiments were conducted at 1 150, 1 200 and 1 250 ℃. Flow curves under different conditions were analysed, the effects of temperature and Cr content on the thermal deformation microstructure and dynamic recrystallization were studied, and the microstructural evolution of the Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr alloy at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} was clarified. The results indicate that the overall flow stress of the alloy decreases with increasing deformation temperature and Cr content. When the alloys are deformed at 1 150 ℃, many residual lamellar colonies exist in the microstructure that primarily fragment through bending, twisting, and breaking,

收稿日期:2024-10-12

基金项目:国家重点研发计划(2021YFB3702605)

作者简介:邵启航,2000 年生,硕士生.研究方向为 Ti-Al-Re-Cr 系合金热变过程中的动态再结晶.Email:sqh2022200893@mail.nwpu.edu.cn

通信作者:楚玉东,1985 年生,博士,副研究员.研究方向为航空航天高温钛基合金材料及热成形技术.Email: cyder-019@163.com

引用格式:邵启航,楚玉东,陈晓飞,卫贝贝,马彪,唐斌. Ti-43Al-0.5Re-*x*Cr 合金高温变形过程的动态再结晶行为[J]. 铸造技术,2025, 46(4): 316-324.

SHAO Q H, CHU Y D, CHEN X F, WEI B B, MA B, TANG B. Dynamic recrystallization behavior during thermal deformation of Ti-43Al-0.5Re-*x*Cr alloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(4): 316-324.

中国知网　https://www.cnki.net

leading to high deformation resistance. When the alloys are deformed at 1 200 or 1 250 ℃, most of the alloy microstructure is the α phase, which undergoes continuous dynamic recrystallization, resulting in low deformation resistance. Under deformation conditions of 1 200 ℃, a 0.01 s^{-1} strain rate, and 40% deformation, the degree of recrystallization in the alloy increases with increasing β phase content. Thus, an increase in the Cr content enhances the content of the β phase in the alloy, which promotes the dynamic recrystallization process of the alloy. In the deformed microstructure of the Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr alloy at 1 200 ℃, a strain rate of 0.01 s^{-1}, and 40% deformation, many low angle grain boundaries (LAGBs, 2°~15° misorientation) are distributed around the fine β phases, which interconnect to form numerous small-sized subgrains, resulting in the formation of fine recrystallized grains. Thus, the β phase plays a role in refining the recrystallized grains. The microstructures of the Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr alloy samples subjected to different strains were studied, revealing their microstructure evolution at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} hot deformation.

Key words: TiAl alloy; thermal deformation; dynamic recrystallization; Cr content; microstructure evolution; flow curve

如今,世界各国航空航天工业快速发展,设计新一代发动机,提高其推重比成为人们所追求的目标。而新一代发动机的研发需要新一代材料的支撑。TiAl 合金是一种轻质、高强、耐高温的金属结构材料[1],其密度仅为镍基高温合金的 1/2(约为 3.9~4.2 g/cm^3),与钛合金相比,具有良好的抗氧化能力和高温蠕变性能[2],其服役温度为 650~900 ℃[3],恰好弥补了二者服役温度的空缺,在航空发动机、航天飞行器等关键零部件的应用上有较大前景。

然而,TiAl 合金由于具有金属间化合物的本征脆性,热变形和热机械加工能力较差,导致构件成形困难,严重阻碍了 TiAl 合金在航空航天工业中的广泛应用。为改善变形能力,有学者引入 β 稳定元素设计了第 III 代 TiAl 合金[4-6],使其更适用于轧制、锻造和挤压等热加工工艺,其 Al 含量较低(一般为 42%~45%),凝固路径完全经过 β 单相区,避免了包晶反应带来的成分偏析、铸造组织粗大等缺陷[7]。通过添加 β 稳定元素(如 Cr、V、Mn、Mo、Re 等)来引入 β 相[8-10]可以增强合金的高温塑性,其中 Cr 元素可以降低 γ 相晶胞的 c/a 值,减弱共价键的方向性,起到细化晶粒的作用[11-12];Re 元素是一种难熔元素,Re 元素在片层界面处的解理能低,有利于 α_2/γ 片层结构的延展性,少量添加就可以引入较多 β 相,显著提高合金的热变形能力[13]。然而,β 相在室温下属于硬脆相,大量添加 β 稳定元素不利于室温塑性,且高温强度也会下降,因此其含量需要合理调控。其次,TiAl 合金作为低层错能合金,在热加工过程中以动态再结晶[14]为主要的软化方式。当热变形温度低于 γ 相溶解温度时[15-17],变形组织通常由残余片层团、拉长的 β_o 相及细小的动态再结晶晶粒组成,合金的组织演化以片层团的破碎与动态再结晶为主;当热变形温度高于 γ 相溶解温度时[18-19],则以高温 α 相的连续动态再结晶为主。变形温度、应变速率、应变量等热加工工艺参数和合金元素含量均会影响合金的动态再结晶行为,进而影响组织的再结晶程度,因此需要进行深入研究,合理调控。

在先前的研究中,研究人员针对热变形参数对 TiAl 合金动态再结晶行为和机制的影响关注较多,但合金元素对其具体影响机制尚不明晰。探究合金元素的作用机制有利于对 TiAl 合金的合金化提供理论依据,并对设计新型 TiAl 合金具有指导意义。本文使用的材料是一种新型的 Ti-Al-Re-Cr 系合金,通过对其开展不同变形条件下的热模拟压缩实验,分析流变曲线与变形组织。控制单一变量为温度或 Cr 含量来探究二者对合金的变形微观组织和动态再结晶的影响,同时也阐明了 Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下的微观组织演变规律。

1　实验材料与方法

实验所用合金名义成分为 Ti-43Al-0.5Re-*x*Cr(*x*=1、1.5、2,原子分数,%),下文称 TRC-1 合金、TRC-1.5 合金和 TRC-2 合金。通过真空电弧熔炼设备(ML-A1250)制备成圆饼状的金属铸锭(直径 70 mm,厚度 10 mm),使用的原料为海绵钛、高纯铝豆、高纯铼片以及铬颗粒。金属铸锭进行 1 280 ℃/4 h 的热等静压以保证其化学均匀性。热等静压后,3 种合金铸锭组织如图 1 所示,TRC-1 合金和 TRC-1.5 合金是典型的近片层组织,TRC-2 合金片层组织粗化严重。随着 Cr 含量增多,合金中 α_2/γ 片层团尺寸略有减小,合金中的 β_o 相含量增加,这是由于 Cr 是强 β 稳定化元素,在凝固过程中具有稳定 β 相的作用。表 1 给出了 3 种金属锭的化学成分,与名义成分非常吻合。ϕ8 mm×12 mm 的热压缩圆柱试样由铸锭车削加工制成,试样顶部和底部研磨以保证上下表面平行,抛光以去除所有划痕。

热模拟压缩试验在 Gleeble 3500 型热力模拟试验机上进行,在试样和压头之间添加石墨片以保证

中国知网　https://www.cnki.net

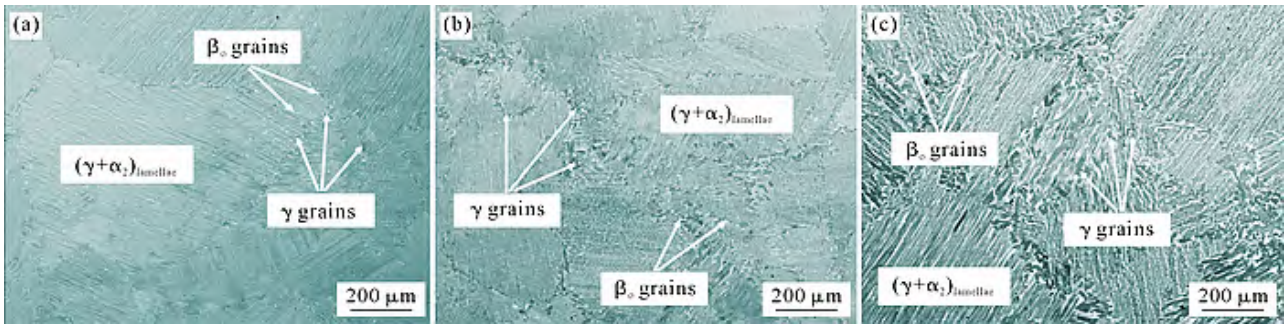

图 1 TRC-*x* (*x*=1、1.5、2)合金背散射电子图像:(a) 1%; (b) 1.5%; (c) 2%

Fig.1 BSE images of the TRC-*x* (*x*=1, 1.5, 2) alloys: (a) 1 at.%; (b) 1.5 at.%; (c) 2 at.%

润滑。试样侧表面焊接铂铑热电偶以检测和控制温度,利用电阻加热试样,升温速率为 10 ℃/s。当加热到预设温度后保温 5 min,然后压缩试样,压缩结束后试样水冷以保留高温热变形的组织,整个热压缩实验在真空下进行。3 种成分的合金热压缩温度为 1 150、1 200、1 250 ℃,应变量为 60%。其中,为研究 TRC-1.5 合金在 1 200 ℃下的组织演变,还开展了应变量分别为 20%、40%、60%的热压缩实验。将压缩后的试样沿中轴对半切割后利用 80#~2000# 的砂纸从低数目到高数目进行机械研磨,保证试样表面无明显划痕。之后进行电解抛光,电解液配比为 60%甲醇 +35%正丁醇 +5%高氯酸(体积分数),使用 Tescan Clara GMH 场发射扫描电子显微镜的背散射电子(backscattered electron, BSE)模式观察试样微观组织。采用背散射衍射技术(electron back scattering diffraction, EBSD)采集样品微观组织相组成、晶粒取向、晶界分布等信息,利用 AZtecCrystal 软件处理分析采集的数据。

表1 TRC–*x*(*x*=1、1.5、2)合金实际化学成分

Tab.1 Chemical composition of the TRC–*x* (*x*=1, 1.5, 2) alloys

(atomic fraction/%)

Alloys	Al	Re	Cr	Ti
Ti-43Al-0.5Re-1Cr	42.29	0.50	1.00	Bal.
Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr	42.14	0.45	1.52	Bal.
Ti-43Al-0.5Re-2Cr	42.60	0.41	1.96	Bal.

2 实验结果及讨论

2.1 流变曲线

图 2 为 3 种合金在不同热变形工艺参数下热压缩过程中的流变曲线。结果表明,所有流变曲线在压缩初始阶段,流变应力随应变的增大显著增大,当到达峰值应力后,应变继续增加而流变应力逐渐减小,这是由于合金的加工硬化和动态软化分别主导变形的早期和后期阶段。在加工硬化阶段,晶粒内部的位错不断累积,在晶界处形成位错堆积,其相互缠结,使得合金变形抗力增大。而 TiAl 合

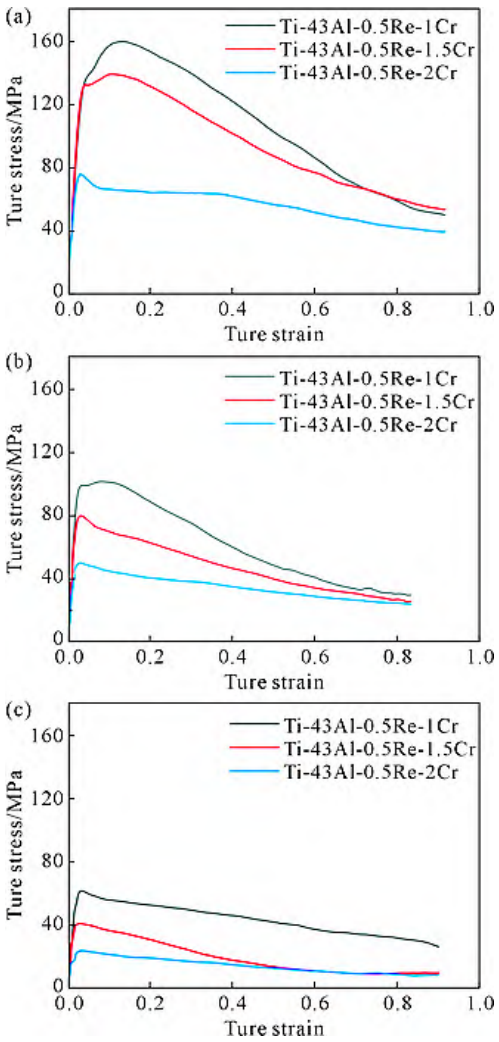

图 2 TRC-*x*(*x*=1、1.5、2)合金在不同温度下热压缩的真应力–应变曲线:(a) 1 150 ℃; (b) 1 200 ℃; (c) 1 250 ℃

Fig.2 Flow stress curves of the TRC-*x* (*x*=1, 1.5, 2) alloy at different temperatures: (a) 1 150 ℃; (b) 1 200 ℃; (c) 1 250 ℃

金的动态软化行为包括动态回复和动态再结晶等,动态回复涉及位错消除和重排,动态再结晶可形成细小的再结晶晶粒,二者都可以降低合金变形抗力,当加工硬化与动态软化过程达到平衡时,流变应力趋于稳定。

对比不同温度下的流变曲线,随着变形温度升高,合金的峰值应力降低,达到峰值应力所需的应变

中国知网 https://www.cnki.net

降低，且稳态应力降低，达到稳态应力所需的应变降低。这是因为高温条件下，合金中可开动滑移系更多，更容易通过滑移发生变形，并且高温下更容易满足动态再结晶条件，只需较小的应变量就足以发生动态再结晶，从而进入软化阶段。通过对比不同 Cr 含量合金的流变曲线可以得出，随着合金中 Cr 含量的增加，合金的整体流变应力降低。这是因为 Cr 是一种强 β 稳定化元素，Cr 含量的增多意味着 β 相含量的增加。众所周知，β 相在高温下为无序的 BCC 结构，相对于 γ 相和 α 相较软，具有更多的独立滑移系，可以承担大量变形[20]，也能协调不同取向片层的变形，从而避免产生局部应力集中，因此流变应力随 Cr 含量的增加而降低。

2.2　温度对合金微观组织的影响

图 3 为 TRC-1.5 合金在压缩温度为1 150、1 200、1 250 ℃，变形量为 60%条件下压缩后的微观组织，结果表明温度对合金压缩组织的影响较大。在 1 150 ℃温度下变形，合金处于 (α+γ+β) 三相区，变形组织主要由弯曲扭折的残余片层团及片层团周围细小的 γ 相再结晶晶粒组成。先前的研究表明，这种项链状细小的再结晶晶粒是 γ 相发生不连续动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX)而产生的[21]，在此过程中合金主要发生片层团的弯曲扭折破碎，同时伴随有 γ 的动态再结晶。α 相在此过程中并没有发生再结晶，这是由于 γ 相和 α 相二者的动态再结晶存在竞争关系，γ 相的层错能相对较低，更容易发生动态再结晶[22]。在 1 200 ℃温度下变形，合金处于 (α+β) 两相区，变形组织主要由再结晶的 α 晶粒组成，其晶界处分布有残余的 β_o 相，β_o 相内部有析出的针状 γ 相，不存在残余片层团。因此，主要发生高温 α 相的动态再结晶以及 β→γ 的相变，由于 α 相具有相对较高的堆垛层错能，故其更趋向于发生动态回复或连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)。而 β 相在高温下为 BCC 结构，也起到润滑和协调变形的作用[8]。在 1 250 ℃温度下变形，合金的压缩组织也主要为 α 相，α 相晶界处分布有细条状的 β_o 相，但相比于 1 200 ℃的组织，其再结晶晶粒尺寸大。这是由于在较高的温度下进行热变形，高温 α 相更容易发生动态再结晶，同时温度高会使新的再结晶晶粒迅速长大，因此晶粒尺寸增大。

综上所述，压缩温度会影响合金的软化方式，进而影响压缩后的微观组织。在(α+γ+β)三相区热变形时，合金的主要软化方式为 γ 的不连续动态再结晶，压缩组织主要由残余片层团和细小的 γ 动态再结晶晶粒组成；在(α+β)两相区热变形时，合金的主要软化方式为高温 α 相的连续动态再结晶，压缩组织主要由 α 再结晶晶粒和周围的 β_o 相组成，当温度继续升高时，α 相更容易发生再结晶，且晶粒会迅速长大。

2.3　Cr 含量对合金微观组织的影响

TRC-1、TRC-1.5、TRC-2 合金在 1 200 ℃热变形条件下热压缩后的微观组织如图 4 所示，可以看出 3 种合金热压缩后的组织均以再结晶的 α 相为主，其晶界处分布有 β_o 相，且 β_o 相含量随着 Cr 含量的增加而增加，TRC-1 和 TRC-1.5 合金 β_o 相大多呈细条状分布在 α 相再结晶晶粒周围，而 TRC-2 合金中的 β_o 相为块状并相连在一起，尺寸较大，且内部有析出的针状 γ 相，这说明发生了 β→γ 的相变。通过截线法统计得出 3 种合金 α 相的再结晶晶粒尺寸分别为 20.4、7.6 和 11.7 μm，随 Cr 含量增加呈先减小后增大的趋势。SEM 结果可以表明，在相同热变形条件下，随 Cr 含量增加，变形组织中 β_o 相含量增加，而 α 相再结晶晶粒尺寸先增大后减小，这证明 β_o 相的尺寸与形态等特征参数可以影响高温 α 相的连续动态再结晶。对比 TRC-1 与 TRC-1.5 合金的热变形微观组织可以得出，TRC-1.5 合金拥有数量更多且更细小的 β_o 相，α 相的再结晶晶粒尺寸也更细小；对比 TRC-1.5 与 TRC-2 合金的热变形微观组织可以得出，虽然 TRC-2 合金中的 β_o 相含量更多，但大多相连形成大尺寸的等轴状，相应 α 相的再结晶晶粒尺寸也较粗大。因此可以初步认为，细小的 β_o 相有利于高温 α 相的连续动态再结晶。

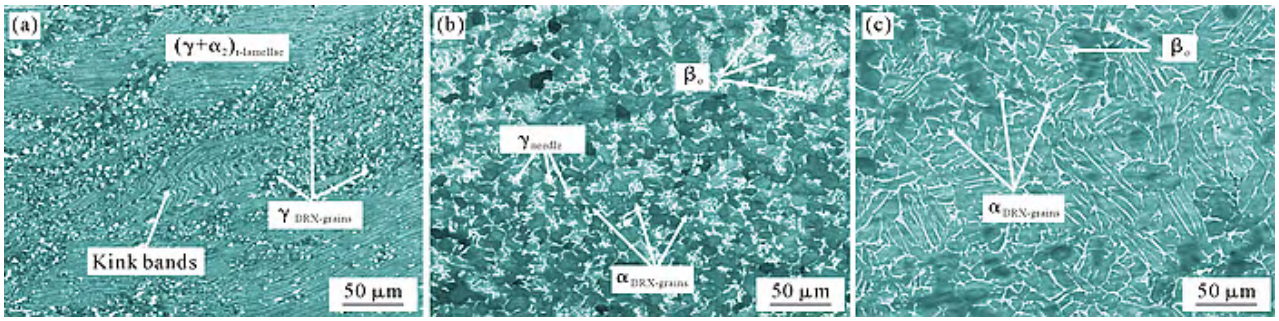

图 3　TRC-1.5 合金在不同温度下热压缩后的微观组织图：(a) 1 150 ℃; (b) 1 200 ℃; (c) 1 250 ℃

Fig.3　Microstructures of the TRC-1.5 alloy after compression at different temperatures: (a) 1 150 ℃; (b) 1 200 ℃; (c) 1 250 ℃

中国知网　https://www.cnki.net

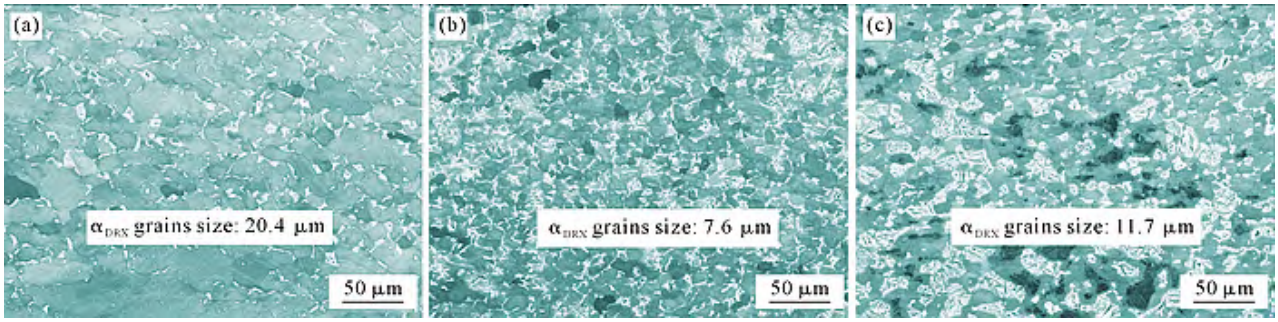

图 4 TRC-x(x=1、1.5、2)合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1}/60%条件下热变形的微观组织:(a) 1%; (b) 1.5%; (c) 2%

Fig.4 Microstructures of the TRC-x (x=1, 1.5, 2) alloy after compression at 1 200 ℃/0.01 s^{-1}/60%: (a) 1 at.%; (b) 1.5 at.%; (c) 2 at.%

图 5 展示了 3 种合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下应变量为 40%的微观组织 EBSD 结果,其中,图 5a~c 为 3 种合金的晶界与相分布。结果表明,在应变量为 40%条件下,TRC-1 合金中的大角晶界(high angle grain boundaries, HAGBs, >15°)含量远远低于 TRC-1.5 合金和 TRC-2 合金,这说明 TRC-1 合金此时处于动态再结晶的开始阶段,只存在位错的累积并转化为小角晶界 (low angle grain boundaries, LAGBs, 2°~15°),没有形成新再结晶晶粒。

通过晶粒内部取向法 (grain orientation spread, GOS) 可以统计合金的再结晶程度。GOS 值通常可以用来判断变形合金显微组织中的再结晶晶粒和变形晶粒,本文定义 GOS 值小于 2 的为再结晶晶粒,而 GOS 值高于 2 的为变形晶粒。图 5d~f 展示了 3 种合金的 GOS 分布图,再结晶晶粒主要分布在蓝色区域,该区域的位错密度较低,这是由于变形过程中产生的位错被动态再结晶或动态回复所消耗。而黄色、橘色和红色区域为高密度位错区,该区通常分布

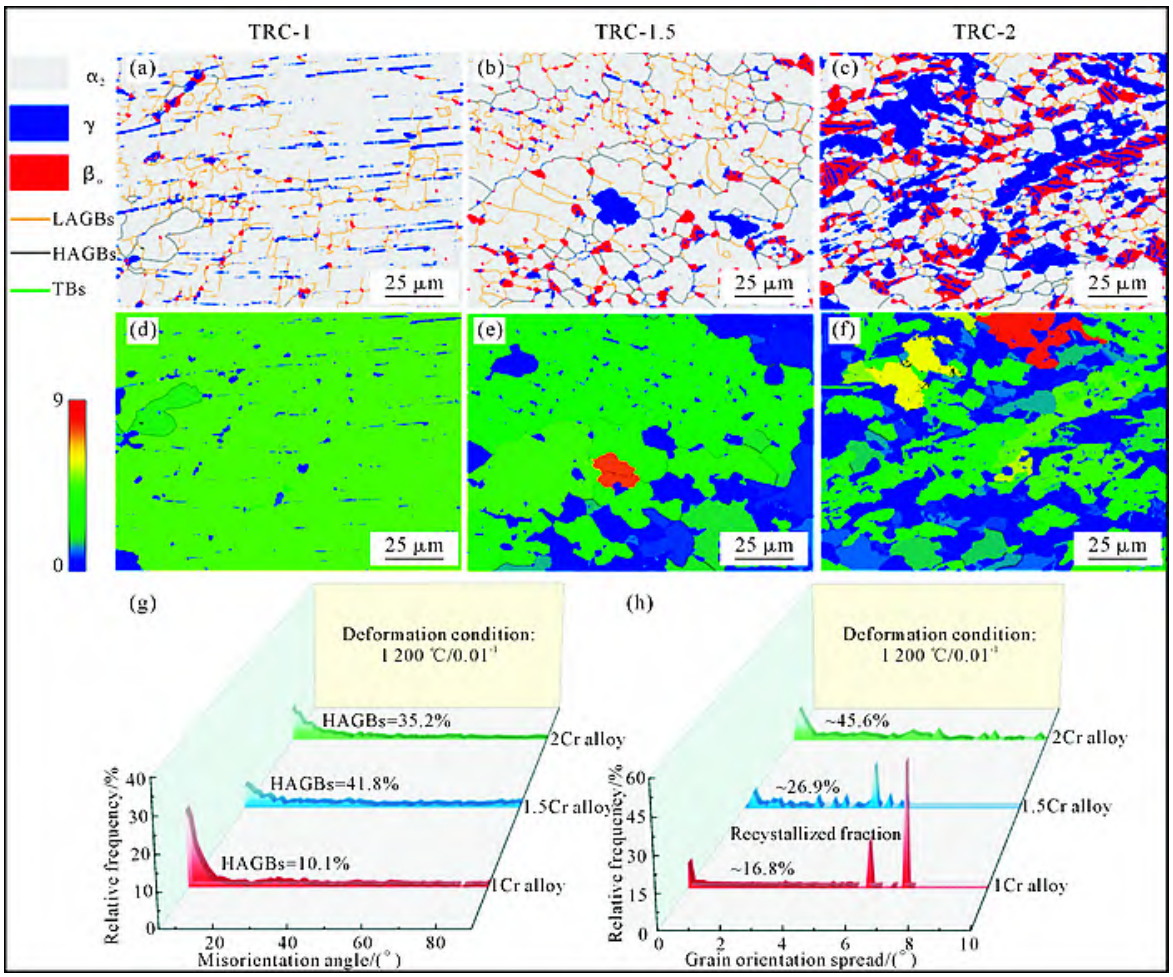

图 5 TRC-x(x=1、1.5、2)合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下应变量为 40%微观组织 EBSD 分析:(a~c) 相与晶界图;(d~f) GOS 图;(g) 晶界分布;(h) GOS 分布

Fig.5 EBSD results of the TRC-x (x=1, 1.5, 2) alloy after compression at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} with a strain of 40%: (a~c) phase and GB map; (d~f) GOS map; (g) GB distributions; (h) GOS distributions

中国知网 https://www.cnki.net

有大量的小角晶界。经统计，此热变形条件下的TRC-1、TRC-1.5、TRC-2 合金 GOS 值小于 2 的晶粒分别占比为 16.8%、26.9%、45.6%。这证明，在相同热变形条件下，合金的再结晶程度随 β_o 相含量的增加而增加，也可以认为 β_o 相可以加快合金的动态再结晶进程。

2.4　TRC-1.5 合金微观组织演变

TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件应变量为 20%、40%、60%的微观组织如图 6 所示。结果表明，随着应变量的增加，组织再结晶程度不断增加，同时伴随有相变的发生。应变量为 20%时，组织中存在部分尚未溶解的板条状和等轴状 γ 相，这说明组织中的板条状和等轴状 γ 相溶解转变为高温 α 相，并未发现 α 相发生再结晶；当应变量由 20%增加到 40%，部分 α 相发生再结晶，板条和等轴状 γ 相消失，但 β 相中也析出了针状 γ 相，证明发生 γ→α 和 β→γ 的相变；应变量由 40%增加到 60%，α 几乎完全再结晶，β 相尺寸增加且有相连在一起的趋势，针状 γ 相也发生粗化和长大。总之，在整个热压缩过程中，首先发生 γ 相的溶解，大尺寸片层团转变为大尺寸的高温 α 相，当到达临界应变时，高温 α 发生动态再结晶。同时也伴随着 β 相长大和针状 γ 相的析出和长大。

图 7 展示了 TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下应变量为 20%、40%、60%微观组织 EBSD 结果。其中，图 7a~c 展示了 3 种应变量下的晶界与相分布，结果表明确实存在板条和等轴状 γ 相的溶解以及针状 γ 相在 β 相中的析出，且高温 α 相再结晶程度随应变量的增加而增加，与 SEM 结果相符。同时在应变量为 60%时，在 α 相中还发现少部分 <11-20>/70°压缩孪晶，孪晶界在图中用绿色线条表示，这种孪晶与钛合金中的压缩孪晶相似，该孪晶系为{11-22}<11-2-3>[23]。由于这种压缩孪晶只在合金应变量为 60%出现，所以可以认为只有达到某种临界应变时，才会出现 α 孪晶。3 种应变量下的晶界统计分布如图 7g 所示。随着应变量增加，小角晶界含量减少，大角晶界含量增加，有小角晶界向大角晶界发展的趋势，这对应了高温 α 相连续动态再结晶亚晶界的转动，证明高温 α 相发生连续动态再结晶。图 7d~f 展示了 TRC-1.5 合金 3 种应变量下的 GOS 分布，结果表明，应变量为 20%、40%和 60%再结晶晶粒的体积分数分别为 13.2%、26.9%和 84.4%，随着应变量增加，合金再结晶程度不断增大。

为深入研究 β 相在 α 相连续动态再结晶过程中的作用，对应变量为 40%的 EBSD 结果深入分析。图 8 为 TRC-1.5 合金在 1 200 ℃、0.01 s^{-1}、40%热变形条件下的相与 KAM 图以及局部放大图。在图 8a 中标记了 A、B、C 3 个区域，对比可以得出，在 A 和 B 区域内 α 晶粒内部分布有小尺寸的 β_o 相，其周围分布有大量小角晶界，KAM 图也表明在其周围有位错的累积。前文已经说明 α 相是通过亚晶旋转来实现连续动态再结晶的，而大量小角晶界相连则导致 α 晶粒内部会形成更小尺寸的亚晶，在后续的再结晶过程中，亚晶旋转形成新的再结晶晶粒也会导致尺寸变小。而在 C 区域中，并无小尺寸的 β_o 相，因此位错无法在其周围累积，形成的亚晶尺寸较大，导致后续形成的再结晶晶粒尺寸较大。这表明在热变形过程中，大尺寸 α 晶粒内部细小分布的 β_o 相有利于小角晶界的产生，达到促进 α 相动态再结晶形核的效果，进而细化再结晶晶粒尺寸。相关研究结果[24]认为 β 相在高温下相对较软，虽然起到了协调变形的作用，但承担了大量的变形，因此相对应的 α 和 γ 相所获得的应变能就会减少，一定程度上阻碍了其动态再结晶的发生，与本文的观点不同。

根据上文可以总结得出 TRC-1.5 合金在1 200 ℃、0.01 s^{-1} 热变形条件下的组织演变规律。图 9 为具体的微观组织演变过程，在压缩前的保温阶段，片层团内的 γ 板条发生溶解，仅有部分板条和等轴状 γ 相保留，组织以大尺寸的高温 α 相为主，其晶粒内部分布有小尺寸的 β_o 相。在压缩初始阶段，随着应

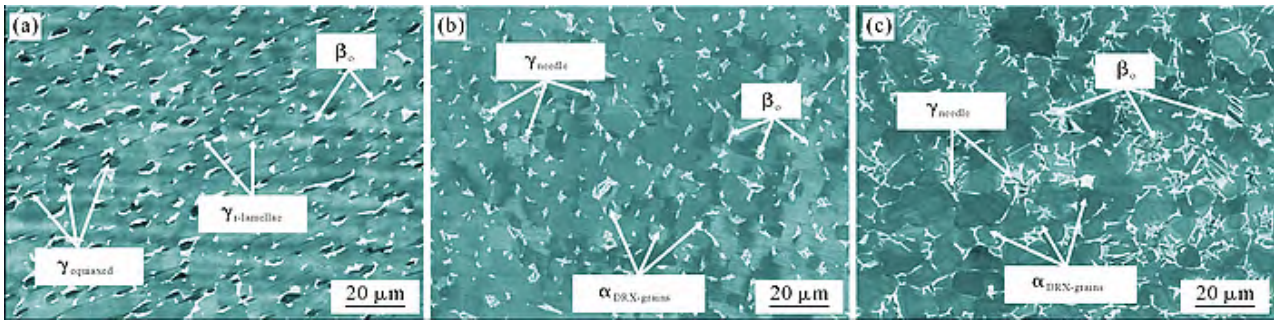

图 6　TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 条件下不同应变量的微观组织：(a) 20%; (b) 40%; (c) 60%

Fig.6　Microstructures of the Ti-43Al-0.5Re-1.5Cr alloy after compression at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} with different strains: (a) 20%; (b) 40%; (c) 60%

中国知网　https://www.cnki.net

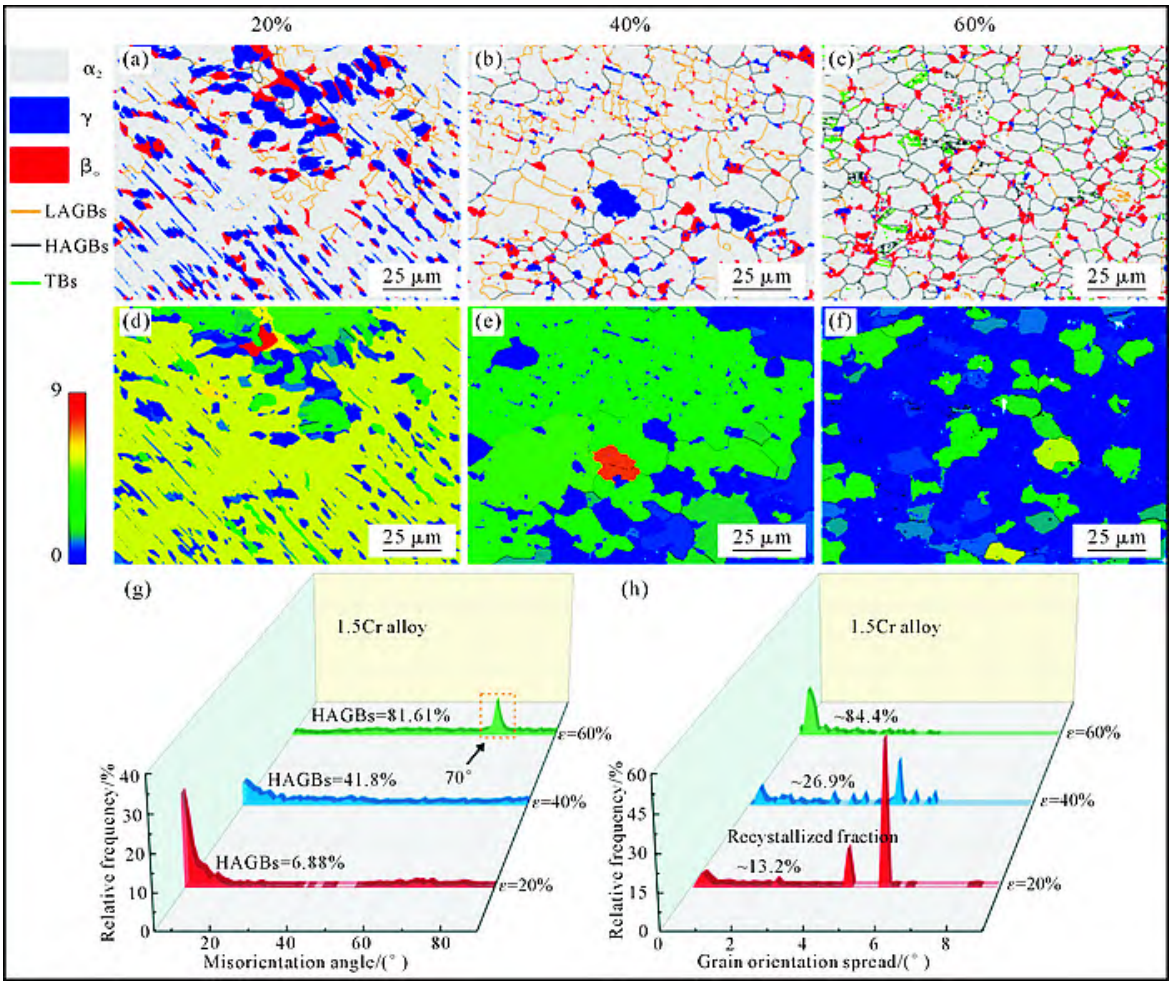

图 7 TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下应变量为 20%、40%、60%微观组织 EBSD 分析：(a~c) 相与晶界图；(d~f) GOS 图；(g) 晶界分布；(h) GOS 分布

Fig.7 EBSD result of the TRC-1.5 alloy after compression at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} with strains of 20%, 40%, and 60%: (a~c) phase and GB map; (d~f) GOS map; (g) GB distributions; (h) GOS distributions

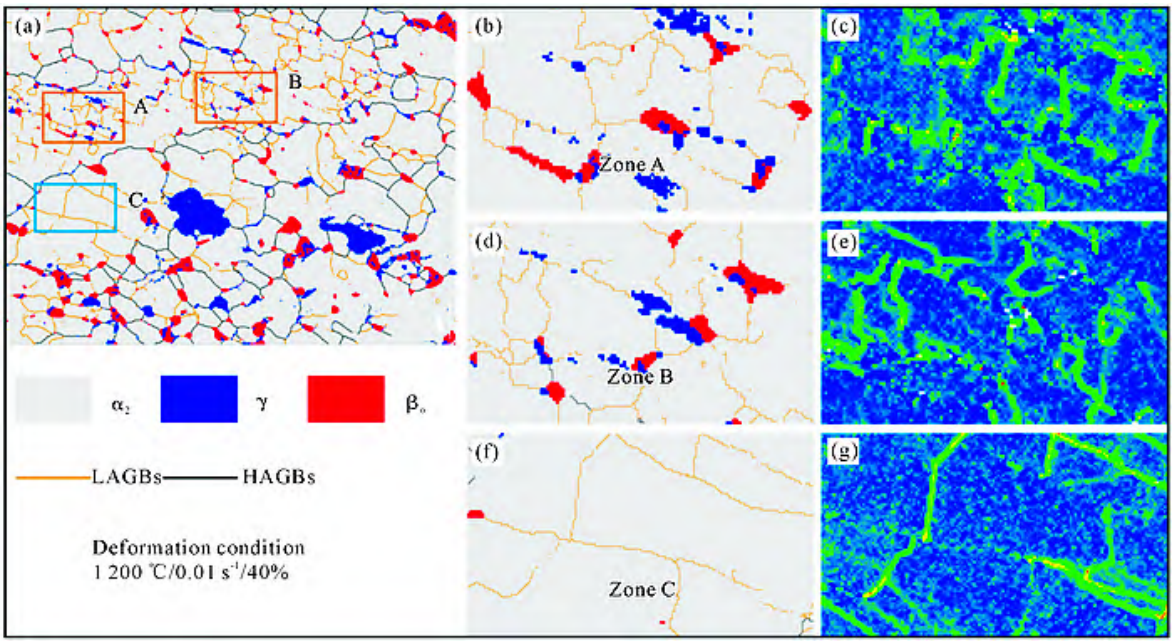

图 8 TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1}/40%变形条件下的 EBSD 结果：(a) 相与晶界图；(b, d, f) 区域 A、B、C 的相与晶界图；(c, e, g) 区域 A、B、C 的相与晶界 KAM 图

Fig.8 EBSD analysis of the TRC-1.5 alloy after deformation at 1 200 ℃/0.01 s^{-1} with a strain of 40%: (a) the phase and GBs map; (b, d, f) the phase and GBs maps of zone A, B, C; (c, e, g) KAM maps of zone A, B, C

中国知网 https://www.cnki.net

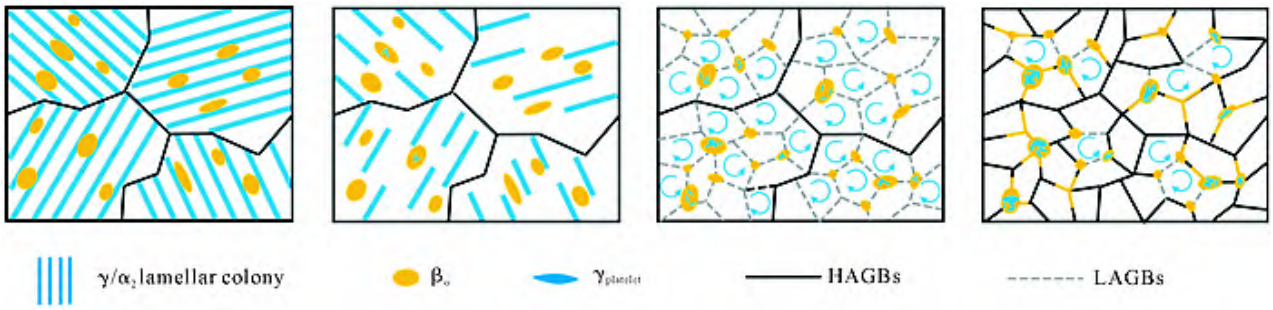

图 9　TRC-1.5 合金在 1 200 ℃/0.01 s^{-1} 热变形条件下的微观组织演变示意图

Fig.9　Microstructure evolution of the TRC-1.5 alloy deformed at 1 200 ℃/0.01 s^{-1}

变增加，α 晶粒内部位错密度不断增加，当达到临界应变时，α 相发生连续动态再结晶，位错优先在小尺寸 β_o 相周围累积并重排形成亚晶界。此外，β_o 相发生粗化，内部析出更多的针状 γ 相，且尺寸有所增加。在之后压缩过程中，应变继续增加，亚晶界不断吸收位错并发生转动，直至转变为大角度晶界，形成新的 α 再结晶晶粒。较软的 β_o 相分布于 α 晶界处形成长条状结构，这起到了协调变形的作用。

3　结论

(1)由热模拟压缩实验得到的流变曲线可以得出，合金在所有热变形条件下的曲线均呈现出单峰特征，在压缩的初始阶段，流变应力随应变的增大显著增大，到达峰值应力后，流变应力逐渐减小。随着变形温度和 Cr 含量的增加，整体流变应力降低，且更早达到峰值应力。

(2)3 种合金在 1 150 ℃条件下热变形，合金中发生的组织演变主要为片层团的弯曲扭折破碎以及 γ 相的不连续动态再结晶；而在 1 200 和 1 250 ℃条件下热变形，合金中主要发生以亚晶旋转为特点的 α 相连续动态再结晶。

(3)β 相在合金发生热变形的组织演变中起到重要作用。合金在 1 200 ℃热变形，主要发生高温 α 相的连续动态再结晶。在再结晶初期，晶粒中位错会优先在小尺寸的 β 相周围堆积形成小角晶界，小角晶界相连形成的亚晶数量多、尺寸小，最终亚晶旋转得到均匀细小的再结晶晶粒，这起到了细化晶粒的作用。另外，对比相同热压缩条件下 3 种合金的 EBSD 结果可知，随着 Cr 含量的提升，β 相含量提升，合金的动态再结晶程度增加。

(4)TRC-1.5 合金在 1 200 ℃，0.01 s^{-1} 热变形条件下的组织演变规律为在保温阶段，合金中主要发生 γ→α 相变，即 γ 板条的溶解，在压缩的初始阶段，随着应变增加，α 晶粒内部位错密度不断增加，当达到临界应变时，α 相发生连续动态再结晶，位错优先在小尺寸 β_o 相周围累积并重排形成亚晶界，在之后压缩过程中，应变继续增加，亚晶界不断吸收位错并发生转动，直至转变为大角度晶界，形成新的 α 再结晶晶粒。

参考文献：

[1] APPEL F, BROSSMANN U, CHRISTOPH U, EGGERT S, JANSCHEK P, LORENZ U, MÜLLAUER J, OEHRING M, PAUL J D H. Recent progress in the development of gamma titanium aluminide alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(11): 699-720.

[2] LORIA E A. Gamma titanium aluminides as prospective structural materials[J]. Intermetallics, 2000, 8(9-11): 1339-1345.

[3] KIM Y N, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70: 553-560.

[4] APPEL F, OEHRING M, PAUL J D H, KLINKENBERG C, CARNEIRO T. Physical aspects of hot-working gamma-based titanium aluminides[J]. Intermetallics, 2004, 12(7-9): 791-802.

[5] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMMER S, GÜTHER V, OTTO A, BARTELS A. Design of novel β-solidifying TiAl alloys with adjustable β/B2-phase fraction and excellent hot workability [J]. Advanced Engineering Materials, 2008, 10(8): 707-713.

[6] KIM Y W. Wrought TiAl alloy design [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 1999(S1): 298-308.

[7] GENC O, UNAL R. Development of gamma titanium aluminide (γ-TiAl) alloys: A review [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 929: 167262.

[8] FANG H Z, CHEN R R, LIU Y L, TAN Y M, SU Y Q, DING H S, GUO J J. Effects of niobium on phase composition and improving mechanical properties in TiAl alloy reinforced by Ti_2AlC[J]. Intermetallics, 2019, 115: 106630.

[9] WANG Y, WANG J N, YANG J, ZHANG B. Control of a fine-grained microstructure for cast high-Cr TiAl alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 392(1): 235-239.

[10] JEWETT T J, AHRENS B, DAHMS M. Phase equilibria involving the τ-$L1_2$ and $TiAl_2$ phases in the Ti-Al-Cr system[J]. Intermetallics, 1996, 4(7): 543-565.

[11] HUANG S C, HALL E L. The effects of Cr additions to binary TiAl-base alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22: 2619-2627.

[12] KAWABATA T, TAMURA T, IZUMI O. Effect of Ti/Al ratio and Cr, Nb, and Hf additions on material factors and mechanical prop-

中国知网　https://www.cnki.net

erties in TiAl[J]. Metallurgical Transactions A, 1999, 24, 141-150.

[13] OUADAH O, MERAD G, ABDELKADER H S. Atomistic modelling of the γ-TiAl/α_2-Ti_3Al interfacial properties affected by solutes[J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 257: 123434.

[14] HUANG K, LOGÉ R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials [J]. Materials & Design, 2016, 111: 548-574.

[15] SINGH V, MONDAL C, SARKAR R, BHATTACHARJEE P P, GHOSAL P. Effects of Cr alloying on the evolution of solidification microstructure and phase transformations of high-Nb containing γ-TiAl based alloys[J]. Intermetallics, 2021, 311: 107117.

[16] LIN X J, HUANG H J, YUAN X G, WANG Y X, ZHENG B W, ZUO X J, ZHOU G. Study on hot deformation behavior and processing map of a Ti-47.5Al-2.5V-1.0Cr-0.2Zr alloy with a fully lamellar microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 901: 163648.

[17] CHENG L, QING F M, LI J S, BOUZY E. Quantitative evaluation of the lamellar kinking & rotation on the flow softening of γ-TiAl-based alloys at elevated temperatures[J]. Materials Letters, 2021, 290: 129458.

[18] PARK K, BAE D, LEE G, LEE S. Orientation control of a lamellar microstructure in a Ti-Al intermetallic compound by high-temperature compression in an alpha single-phase and/or in a two-phase region and the alpha re-heat treatment[J]. Metals and Materials International, 2005, 11: 481-486.

[19] YANG J R, GAO Z T, LIANG Y F, WU Y L, LI J G, HU R. Microstructure refinement assisted by α-recrystallization in a peritectic TiAl alloy[J]. Journal of Materials Research & Technology, 2021, 11: 1135-1145.

[20] XIN J J, ZHANG L Q, GE G W, LIN J P. Characterization of microstructure evolution in β-γ TiAl alloy containing high content of niobium using constitutive equation and power dissipation map[J]. Materials & Design, 2016, 107: 406-415.

[21] CUI N, KONG F T, WANG X P, CHEN Y Y, ZHOU H T. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of a β-solidifying TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 652: 231-238.

[22] ZHANG S Z, ZHANG C J, DU Z X, HOU Z P, LIN P, KONG F T, CHEN Y Y. Deformation behavior of high Nb containing TiAl based alloy in α+γ two phase field region [J]. Materials & Design, 2016, 90: 225-229.

[23] KAWANO Y, MITSUHARA M, MAYAMA T, DEGUCHI M, SONG Z S. Numerical prediction of $\{11\bar{2}2\}\{11\bar{2}\bar{3}\}$ compression twin activation in commercially pure titanium under uniaxial tension [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 847: 143302.

[24] LIU C T, MAZIASZ P. Microstructural control and mechanical properties of dual-phase TiAl alloys [J]. Intermetallics, 1998, 6 (7-8): 653-661.

(责任编辑:李亚敏)

中国知网 https://www.cnki.net