第32卷第3期 Volume 32 Number 3 2022年3月 March 2022

DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36691



变形温度对大塑性变形 TA15 合金 显微组织和力学性能的影响

纪小虎1,2, 孟 淼1, 严思梁1, 李 萍1, 甘国强1, 薛克敏1

(1. 合肥工业大学 材料科学与工程学院,合肥 230009;
 2. 合肥工业大学 机械工程学院,合肥 230009)

摘 要:在600~800 ℃温度区间对 TA15 合金进行多向等温锻造,利用金相显微镜(OM)、透射电子显微镜 (TEM)以及拉伸试验研究了变形温度对微观组织与力学性能的影响。结果表明:经3 道次多向等温锻造后, TA15 合金发生细化和球化,随变形温度的升高,等轴α机械破碎细化效应受到抑制,而片状α细化更加明显,不连续动态再结晶(dDRX)机制逐渐被激发。在 800 ℃时,变形体内同时发生连续动态再结晶(cDRX)和 dDRX,且在试样局部剧烈形变区域发生了形变诱导 α→β 相的转变。随变形温度的升高,材料抗拉强度和断后伸长率的变化趋势相反,且相比于伸长率,其抗拉强度下降更为显著,在 600 ℃多向锻造条件下其抗拉强度最高。最后,通过经典强化模型的定量分析,证实了 TA15 合金多向等温锻造时其强度的提高除受细晶强化和位错强化外,晶粒形态、亚结构及大塑性变形(SPD)形成的特殊晶界结构也将对材料的屈服强度产生影响。

关键词: TA15合金; 变形温度; 大塑性变形; 显微组织; 力学性能 文章编号: 1004-0609(2022)-03-0752-11 中图分类号: TG379 文献标志码: A

引文格式:纪小虎,孟淼,严思粱,等.变形温度对大塑性变形TA15合金显微组织和力学性能的影响[J].中国 有色金属学报,2022,32(3):752-762.DOI:10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36691

JI Xiao-hu, MENG Miao, YAN Si-liang, et al. Effect of deformation temperature on microstructures and mechanical properties of TA15 alloy with severe plastic deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 752–762. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36691

TA15 合金具有较高的持久、蠕变性能和热稳 定性,广泛应用于航空航天领域,尤其是用于制造 飞机机体和发动机的关键结构件和焊接承力构件, 如飞机壁板、隔框、发动机叶片、机匣等^[1-3]。随 着航空航天技术的发展,空天运载装备各项性能的 提高,对TA15 合金构件的力学性能提出了更高的 要求。

多向锻造(Multi-directional forging, MDF)技术

是基于大塑性变形(Severe plastic deformation, SPD) 理论发展的一种典型SPD工艺,该工艺通过不断改 变轴向加载方向,以反复镦粗、拔长的方式于材料 内部累积大的应变量,促使晶粒发生细化,进而达 到提高材料性能的目的。该技术不仅具有工艺简 单、成本低的特点,而且还可利用现有的工业装 备,实现材料性能的改善^[4-5]。因此,已广泛应用 于轻质高强材料的组织细化和改性中,并具有极高

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51975175);中国博士后科学基金面上资助项目(2020M681982) 收稿日期: 2021-02-25;修订日期: 2021-08-10

通信作者:严思梁,讲师,博士;电话: 0551-62901368; E-mail: yansiliang741@163.com李萍,教授,博士;电话: 0551-62901368; E-mail: li ping@hfut.edu.cn

第32卷第3期

的工业生产应用价值[6-10]。

赵严等^[11]在相变点附近对TA15 钛合金进行了 等径角挤压实验,制得了超细晶材料,并对其微观 组织演化和显微硬度分布规律进行了研究。孙建辉 等^[12]对TA15 钛合金进行了高压扭转实验,并针对 其大塑性变形过程微观组织、亚结构及变形织构的 演变规律进行了深入研究。ZHEREBTSOV等^[13]通 过 MDF 技术将 TC4 合金的晶粒细化至 0.3 μm,抗 拉强度由 1100 MPa 提高至 1360 MPa,而伸长率仅 下降 1%。由此可见,关于TA15 合金大塑性变形的 研究多集中在高压扭转、等径角挤压等 SPD 技术, 而针对TA15 合金 MDF 工艺参数对微观组织和力学 性能研究则鲜见报道。

基于此,本文作者在 600~800 ℃区间开展 TA15合金多向等温锻造(Multi-directional isothermal forging, MDIF)实验研究,探索变形温度对微观组 织和力学性能的影响规律,揭示与组织演变相关的 晶粒细化和强化机理,为TA15合金工业生产应用 提供理论指导。

1 实验

实验所用材料为北京航空材料研究院提供的 TA15钛合金棒材,化学成分列于表1中。利用电火 花线切割机将棒材切割成15 mm×15 mm×30 mm的 长方体试样块,在自制RZU200HF等温成形机上进 行 MDIF 实验,工艺方案如图1所示。变形温度为 表1 TA15钛合金的化学成分

Table 1Chemical composition of TA15 titanium alloy(mass fraction, %)

Al	Mo	V	Zr	Fe	Si	0	Ν	Ti
6.78	1.70	2.31	2.00	0.04	0.017	0.11	0.011	Bal.

600、700、800℃,应变速率为0.01 mm/s,单次压 下量为60%,每依次完成3个方向压缩为一个变形 道次,试样变形3道次后立即淬火冷却。

利用电火花线切割技术将变形后的试样块剖 开,取芯部制备金相和拉伸试样。利用MR5000型 金相显微镜对微观组织进行表征,采用Image proplus软件对等轴α直径、片状α厚度及体积分数进 行统计。

TEM样品是利用电火花线切割方法取芯部0.5 mm 厚薄片,采用机械研磨的方法将试样减薄至0.1 mm,而后冲裁出尺寸规格为d3 mm的圆片,最后采用Gatan双喷减薄仪在正丁醇、高氯酸和甲醛(体积分数比为34:6:60)的混合液中对样品进行减薄,减薄电压为20 V,电流约为40 mA,电解液温度控制在20℃左右。TEM测试是在FEI TecnaiG2 F30型场发射透射电子显微镜上完成,加速电压为300 kV,点分辨率为0.205 nm,线分辨率为0.102 nm。

利用AG-X100KN万能拉伸试验机对板状拉伸 试样进行准静态室温拉伸实验,板状拉伸试样平行 段尺寸为6mm×2mm×1mm,拉伸速率为0.3mm/ min,从而获得材料的力学性能。拉断试样经超声



图1 单道次多向等温锻造工艺示意图

Fig. 1 Schematic diagram of MDIF for one cycle

波清洗后,利用JEOL-JSM-6500F场发射型扫描电 镜实现断口形貌表征。

2 结果及分析

2.1 微观组织演化

图2所示为初始和不同温度下变形后 TA15 合 金的微观组织,表2所示为所对应微观组织中等轴 α平均直径和片状α平均厚度及其细化率

 $(\frac{D_{\text{initial}} - D_{\text{deformed}}}{D_{\text{initial}}} \times 100\%)$ 的定量值。

如图2(a)所示, TA15合金初始组织由初生等轴 α相和β转变组织组成, 其中β转变组织包含次生片 状α相和残余β相。在600℃下经3道次多向等温锻造后,如图2(b)所示,在大的塑性变形和应力作用下原始粗大晶粒发生明显细化和球化,等轴α相平均直径由初始态的9.8 μm细化至5.1 μm,细化率达48%,片状α相平均厚度由初始态的4.6 μm细化至2.3 μm,细化率为50%。此时晶粒细化机制主要受大塑性变形过程交滑移主导的应变诱导连续动态再结晶(cDRX)和机械破碎的共同作用^[14]。当变形温度升高至700℃时,如图2(c)所示,等轴α相平均直径为6 μm,片状α相平均厚度为1.75 μm,相比600℃,等轴α相细化率下降了9%,片状α相细化率提高了12%,此时,等轴α相晶粒发生粗化,而 片状α相晶粒进一步发生细化。当变形温度进一步



图2 初始及不同温度下变形后TA15合金的微观组织

Fig. 2 Microstructures of initial state TA15 alloy and TA15 alloy deformed at different temperatures: (a) Initial state; (b) 600 $^{\circ}$ C; (c) 700 $^{\circ}$ C; (d) 800 $^{\circ}$ C

表2	不	同温度下变形后TA15合金等轴α相平均直径、片状α相平均厚度及其细化率
Table	2	Size and refinement rate of equiaxed α and lameller α for deformed TA15 alloy at different temperatures

	_			-
Tomporatura/°C	Size of equiaxed α	Size of lameller α	Refinement rate of	Refinement rate of
	phase/µm	phase/µm	equiaxed α phase/%	lameller α phase/%
600	5.1	2.3	48	50
700	6	1.75	39	62
800	6.7	1.4	32	69
Initial state	9.8	4.6	-	-

升高至800 ℃时,如图2(d)所示,等轴α相平均直 径增大至6.7 µm,细化率下降至32%,而片状α相 平均厚度减小至1.4 µm,细化率提高至69%。以上 数据表明升高变形温度将抑制等轴α相晶粒的细化 效应,而对片状α晶粒细化具有促进作用。这是由 于在两相区温度下变形时,具有片状形态的α相晶 粒将比等轴α相承受更多的变形量,促使片状α相 晶粒动态碎化以及动态再结晶更加充分。

此外,由图2还可以知道,随变形温度的升高,晶粒尺寸分布不均匀性不断加剧。文献[15]的研究表明不连续动态再结晶(dDRX)相比cDRX具有明显的形核和长大特征,其形成的晶粒尺寸均匀性差且粗大。因此,考虑在较高温度下变形时,随着晶界迁移能力的增强,dDRX细化机制被激发和发展^[16]。图3所示为800℃变形后TA15合金的TEM

组织形貌,TEM组织中除机械破碎(见图3(a))和 cDRX 晶粒(见图3(b))外,还可见典型dDRX特征新 晶粒,新晶粒内部无位错且呈项链状分布,如图3 (c)所示,该现象佐证了较高温度下变形后dDRX机 制的发生。此外,如图3(d)所示,800℃变形后 TA15 合金TEM组织中形成了高密度位错缠结区 (Dislocation tangled zone, DTZ),且于该区域可见析 出针状马氏体α'相,表明在试样局部剧烈形变区域 发生了相变。

图4所示为不同温度下变形后 TA15 合金α相 (等轴α+片状α)和β相含量的定量值。初始 TA15 合 金α相和β相的体积分数分别为 93% 和 7%,在 600 ℃和 700 ℃下多向等温锻造后,相比初始态, α相和β相体积分数占比波动值低于 0.5%,考虑是 由定量统计误差或者测试区域差异引起。当变形温



图3 800 ℃变形后 TA15 合金 TEM 组织形貌

Fig. 3 TEM microstructures of deformed TA15 alloy at 800 $^{\circ}$ C : (a) α fragments; (b) cDRX grains; (c) dDRX grains; (d) DTZ and acicular α'





度升高至 800 ℃时, 等轴 α 相体积分数占比为 44%, 相比初始态, 其体积分数占比下降了 8%, 表明材料内部发生 α→β相的转变。文献[17]的研究 表明形变对 α→β转变有明显促进作用, 且变形温 度越高、形变量越大、形变速率越小、形变持续时 间越长则形变诱导 α→β相变的促进作用越明显, 分析认为溶质元素的扩散和变形提供的各种缺陷促 使溶质元素在界面处的重新分布是应变诱发相变的 主要动力学机制。此外, 由连续多道次锻造产生的 形变温升也为形变促进相变过程提供了一定的热力 学条件。

2.2 力学性能

图5所示为3种不同温度下变形后TA15合金的 拉伸工程应力-应变曲线,表3所列为所对应的力 学性能数据。材料在不同温度下经多道次多向锻造 后均表现出良好的断后伸长率。600℃的伸长率和 断面收缩率分别为6.7%和30%,相比初始态有所 下降,但随着变形温度的提高,断后伸长率呈不断 上升趋势,在800℃获得最大值,此时伸长率和断 面收缩率分别为18%和48%。600℃的抗拉强度和 屈服强度分别为1665 MPa和1610 MPa,较初始态 TA15合金分别提高了60%和80%。与600℃相比, 当变形温度升高至700和800℃时,抗拉强度和屈 服强度均有所下降,且随变形温度的升高,下降幅 度不断增大。经大塑性变形后,钛合金强度的提高 通常伴随断后伸长率的下降,但相较强度性能的提



图5 不同温度下变形后TA15合金的拉伸工程应力-应 变曲线

Fig. 5 Tensile engineering strain – stress curves of deformed TA15 alloy at different temperatures

表3 不同温度下变形后TA15合金的力学性能

Table 3 Mechanical properties of deformed TA15 alloy atdifferent temperatures

Temperature/	$R_{\rm m}$ /	$R_{\rm p0.2}^{}/$	o/0/	/0/
°C	MPa	MPa	8/ 70	ψ /%o
Initial state	1027	900	14	41
600	1665	1610	6.7	30
700	1306	1100	16	46
800	1083	990	18	48

高幅度,断后伸长率的下降幅度较小,材料综合力 学性能得到提高^[18-19]。因此,在600℃下变形后 TA15合金的力学性能较优异。

基于强化机制相互独立且对于宏观应力的贡献 可直接累加,变形后的屈服强度可表示为式(1):

 $\sigma = \sigma_0 + \sigma_{dis} + \sigma_{H-P}$ (1) 式中: σ_0 、 σ_{dis} 和 σ_{H-P} 分别为晶格阻力、位错强化 相关的应力以及晶界强化相关的应力。

晶格阻力相关的应力贡献 σ_0 可表示为式(2)^[20]: $\sigma_0 = K \exp\left(-\frac{T}{B}\right)$ (2)

式中: *K*为固溶强化系数; *T*为变形温度; *B*为材 料常数,本文中取值130 K^[21]。

由式(2)可知, σ_0 与合金成分和变形温度有 关^[22]。基于OIKAWA等^[23-25]和SEMIATIN等^[26]的研 究工作,本文中的固溶强化系数K可表示为式(3): lg(K/K_0) = 0.0814 $w_{Al,ep}$ (3)

$$w_{\rm Al,eq} = w(\rm Al) + \frac{1}{2}S_n + \frac{1}{2}Z_r + 10C$$
(4)

式中: 合金成分为质量分数。因此, 计算可得本文研究 TA15 钛合金的等效铝含量为 7.12%。FAN等^[21]对 TA15 钛合金进行研究发现, 在 880~1120 ℃范围内变形时, α相中的主要合金成分随温度变化并不明显。因此, 在本文研究中, 可以认为 TA15 钛合金的固溶强化相关的应力为一恒定值。

位错强化相关的应力贡献 σ_{dis} 可表示为式(5): $\sigma_{dis} = MaGb \sqrt{\rho}$ (5) 式中: M泰勒因子, 一般取值 2.5^[28]; a为材料常 数,取值范围一般为 0.1~0.5^[29],本文取值 0.15; b为 Burgers 矢量的模,对于 a 相取值 0.295nm; G为 剪切模量,可以表示为式(6)^[29]; ρ 为位错密度,通 过式(7)计算可以获得。

$$G = 49.02 - \frac{5.921}{\exp(191/T) - 1}$$
(6)

 $\rho = \frac{u\sigma_{\rm avg}}{bx} \tag{7}$

式中: *T*为室温,取值293 K,将其代入式(6),计 算可得剪切模量*G*约为42 GPa。式(7)中,*a*为材料 常数,与位错类型有关,对于混合位错一般取值 3^[30]; *θ*_{avg}为局部平均取向差,可由KAM方法得 到; *x*为kernal半径,本文取值0.1 μm。根据式(7) 计算得到不同温度下变形后TA15 钛合金的ρ值如 图6所示。由图6可知,位错密度随变形温度的升 高而不断下降,在700 ℃和800 ℃时分别为1×10¹⁴ m⁻²和6×10¹³ m⁻²。这是因为随变形温度升高合金 dDRX增强,进而导致晶粒内位错密度的降低。

晶界强化主要包括大角度晶界和小角度晶界强化,晶界强化增量 σ_{H-P} 可表示如下^[31]:

$$\sigma_{\text{H - P}} = \sigma_{\text{LAGBs}} + \sigma_{\text{HAGBs}} =$$

 $\left(MaG\sqrt{3b\theta_{\text{LAGBs}}(1-f)} + K_{\text{H}-P}\sqrt{f}\right)D^{-0.5}$ (8)

式中: σ_{LAGBs} 和 σ_{HAGBs} 分别为LAGBs和HAGBs的强化贡献; θ_{LAGBs} 为平均小角度取向差;f为HAGBs的体积分数;D为晶粒尺寸(直径); K_{H-P} 为Hall-Petch系数,室温下为0.671 MPa•m^{0.5[32]}。

图7所示为采用EBSD得到的不同温度下变形



图 6 TA15 合金位错密度随多向等温锻造温度的变化 Fig. 6 Variation of dislocation density of MDIF deformed TA15 alloy with temperature

后TA15合金取向差角分布及大小角度界面随变形 温度变化。式(8)中计算所需与角度相关数据可从 图7中获取。表4给出了通过式(2)~(8)计算所得不 同温度下变形后TA15合金屈服强度的贡献。由表4 可知,经SPD后,TA15合金屈服强度的提高主要 由细晶强化和位错强化共同造成, 且随变形温度的 降低,细晶强化和位错强化的贡献值不断增大。然 而,由表4还可知,计算值均明显小于实验值,且 在600 ℃获得误差最大值22.7%。表明SPD后TA15 合金力学性能除受经典强化模型考虑的三种强化机 制影响外,还受其他因素影响。首先,经典强化模 型未考虑晶粒的形态影响。对于近α型钛合金而 言, α 晶粒形态对力学性能影响明显, 一般而言, 等轴状α的强度要高于片状α的^[33-34]。其次,对于 SPD形成的微结构,除位错密度的增加会导致亚 结构的强化外, 亚晶的形成与发展也有利于材料强 度的提高^[35]。最后,由SPD形成的特殊晶界结构 和性质也对材料的屈服强度有着重要影响。 WATANABE^[36]的研究表明,通过适当工艺增加重 位点阵(Coincidence site lattice, CLS)晶界数量可以 显著提高材料的强韧性能。

2.3 断口形貌

图 8(a)~(c)所示分别为 600、700、800 ℃温度 下变形后 TA15 合金的宏观断口形貌,宏观断口形 貌均呈杯锥状,其锥底垂直于主应力方向,结合断



图7 TA15合金取向差角分布及大小角度界面随变形温度变化

Fig. 7 Distribution ((a)–(c)) and variation of misorientation angle (d) of deformed TA15 alloy with temperature: (a) 600 $^{\circ}$ C; (b) 700 $^{\circ}$ C; (c) 800 $^{\circ}$ C

	表4	不同强化机制对不同温度下变形后TA15合金屈服强度的贡献
--	----	------------------------------

Table 4 Dontribution of various strengthening mechanisms for deformed TA15 alloy at different temperatures

Tomporaturo/	Calculated stress/MPa					Managurad strass	Deviation/
	σ_0	$\sigma_{ ext{H-P}}$		-		measureu suess, σ/MDo	0/2
C		HAGB	LAGB	$o_{\rm dis}$	0	0/1 VIF a	70
600	453	506	84	201	1244	1610	22.7
700	453	388	69	61	971	1100	11.7
800	453	274	60	48	835	990	15.6

裂上下表面发生挠度特征的塑性变形现象,判断其 断裂类型皆为韧性断裂。此外,观察不同温度下变 形后的TA15合金拉伸试样宏观断口纤维区和剪切 唇特征可以发现,纤维区面积随变形温度的下降而 不断减小,该变化规律与前文所述伸长率和断面收 缩率的变化规律基本一致。一般而言,当材料表现 为韧性断裂时,其断口纤维区面积越小,材料断后 伸长率越差。

图 8(a')~(c')所示分别为所对应的微观断口形 貌,微观断口形貌也均表现为韧性断裂特征,断口 具有典型的韧窝,800 ℃时韧窝较深,700 和 600 ℃时较浅,而在600 ℃时,韧窝边缘产生了明 显二次裂纹,此时断口准解理断裂特征逐渐显现, 材料有向脆性断裂转变的趋势。这与前文所述断后 伸长率随变形温度的变化趋势相一致,并与文献 [37]的研究结果相符。





3 结论

 1)随着变形温度的升高,等轴α相细化效应受 到抑制,而片状α相细化更加明显,晶粒尺寸分布 不均匀性加剧,且低温变形更有利于力学性能的提 高。在600 ℃变形条件下,等轴α相平均直径由初 始态的9.8 µm细化至5.1 µm,此时材料具有最高的 抗拉强度和屈服强度,其值分别为1665 MPa和 1610 MPa,较初始态增大60%和80%,而伸长率 和断面收缩率相较初始态TA15合金则分别下降 7.3%和11%。

2) TA15 合金在 600~800 ℃区间进行等温多向 锻造时,随着变形温度的升高,dDRX 机制逐渐被 激发,当变形温度为800 ℃时,变形体内将同时发 生 cDRX 和 dDRX,其晶粒细化由机械破碎、cDRX 和 dDRX 三种机制共同作用。

3) 采用经典的强化模型定量计算了不同强化机 制对等温多向锻造TA15合金力学性能的贡献,发 现屈服强度的提高主要由细晶强化和位错强化共同 导致的,且随变形温度的升高,两者贡献值不断降 低。屈服强度实测值与计算值之间的误差最大值为 22.7%。

REFERENCES

[1] 张利军,常辉,薛祥义. 钛及钛合金的热加工[J]. 热加工工艺, 2013, 42(2): 82-87.

ZHANG Li-jun, CHANG Hui, XUE Xiang-yi. Hot process of titanium and titanium alloy[J]. Hot working Technology, 2013, 42(2): 82–87.

- [2] 李卓梁, 丁桦, 李继忠. 钛及钛合金剧烈塑性变形的研究 进展[J]. 航空制造技术, 2013, 56(16): 139-142.
 LI Zhuo-liang, DING Hua, LI Ji-zhong. Progress in severe plastic deformation of Ti and Ti alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(16): 139-142.
- [3] HAN D, ZHAN M, YANG H. Deformation mechanism of TA15 shells in hot shear spinning under various load conditions[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(2): 243–248.
- [4] SITDIKOV O, GOLOBORODKO A, SAKAI T, et al. Grain refinement in as-cast 7475 Al alloy under hot multiaxial deformation[J]. Materials Science Forum, 2003, 426/432: 381–386.
- [5] SITDIKOV O, SAKAI T, GOLOBORODKO A, et al. Effect of pass strain on grain refinement in 7475 Al alloy during hot multidirectional forging[J]. Materials Transactions, 2004, 45(7): 2232–2238.
- [6] SALISHCHEV G A, VALIAKHMETOV O R, GALEYEV R M. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties[J]. Journal of Materials Science, 1993, 28(11): 2898–2902.
- [7] SITDIKOV O, SAKAL T, GOLOBORODKO A, et al. Grain fragmentation in a coarse-grained 7475 Al alloy during hot deformation[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 175–179.
- [8] 简炜炜,康志新,李元元.多向锻造ME20M 镁合金的组织 演化与力学性能[J].中国有色金属学报,2008,18(6): 1005-1011.

JIAN Wei-wei, KANG Zhi-xin, LI Yuan-yuan. Microstructural evolution and mechanical property of ME20M magnesium alloy processed by multidirectional forging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(6): 1005–1011.

[9] 郭强,严红革,陈振华.多向锻造工艺对AZ80 镁合金显微组织和力学性能的影响[J].金属学报,2006,42(7):739-744.

GUO Qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zhen-hua. Effect of multiple forging process on microstructure and mechanical properties of magnesium alloy AZ80[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(7): 739–744.

- [10] IMAYEV R M, IMAYEV V M, SALISHCHEV G A. Formation of submicrocrystalline structure in TiAl intermetallic compound[J]. Journal of Materials Science, 1992, 27(16): 4465–4471.
- [11] 赵 严,郭鸿镇,王 涛,等.等通道转角挤压工艺对TA15合
 金显微硬度的影响[J].稀有金属材料与工程,2011,40(5): 885-888.

ZHAO Yan, GUO Hong-zhen, WANG Tao, et al. Effects of equal channel angular pressing on microhardness of TA15 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(5): 885–888.

- [12] 孙建辉.基于高压扭转工艺的TA15钛合金组织及性能研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2018.
 SUN Jian-hui, Study on microstructure and properties of TA15 titanium alloy based on high-pressure torsion[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2018.
- [13] ZHEREBTSOV S V, SALISHCHEV G A, GALEYEV R M, et al. Production of submicrocrystalline structure in largescale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(12): 1147–1151.
- [14] 纪小虎,李 萍,时迎宾,等.TA15 钛合金等温多向锻造晶 粒细化机理与力学性能研究[J].中国有色金属学报,2019, 29(11): 2515-2523.

JI Xiao-hu, LI Ping, SHI Ying-bin, et al. Grain refinement mechanism and mechanical properties of TA15 alloy during multi-directional isothermal forging[J], The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(11): 2515–2523.

- [15] MONTHEILLET F, LURDOS O, DAMAMME G. A grain scale approach for modeling steady-state discontinuous dynamic recrystallization[J]. Acta Materialia. 2009, 57(5): 1602–1612.
- [16] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. Oxford, UK: Pergamon Press, 2004.
- [17] 李 凯, 钛合金热变形过程中形变与相变的交互作用及织构控制[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
 LI Kai. Interaction between deformation and phase transformation and texture control during hot processing in titanium alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [18] SALISHCHEV G A, KUDRYAVTSEV E A, ZHEREBTSOV S V, et al. Low temperature superplasticity of Ti-6Al-4V processed by warm multidirectional forging[J]. Materials Science Forum, 2012, 735: 253–258.
- [19] ZHEREBTSOV S, KUDRYAVTSEV E, KOSTJUCHENKO S, et al. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 536(3): 190–196.
- [20] BEYERLEIN I J, TOMÉ C N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24: 867–895.
- [21] FAN X G, YANG H. Internal-state-variable based selfconsistent constitutive modeling for hot working of two-

phase titanium alloys coupling microstructure evolution[J]. International Journal of Plasticity, 2011, 27(11): 1833–1852.

- [22] NES E, PETTERSEN T, MARTHINSEN K. On the mechanisms of work hardening and flow-stress saturation[J]. Scripta Materialia, 2000, 43(1): 55–62.
- [23] OIKAWA H, NISHIMURA K, CUI M X. High-temperature deformation of polycrystalline beta titanium[J]. Scripta Metallurgica, 1985, 19(7): 825–828.
- [24] SEKI M, OIKAWA H. High temperature deformation of betatitanium-aluminum solid solution alloys[J]. Materials Transactions Jim, 1989, 30(12): 1027–1032.
- [25] OIKAWA H, OOMORI T. Steady state deformation characteristics of α-TiAl solid solutions[J]. Materials Science & Engineering A, 1988, 104: 125–130.
- [26] SEMIATIN S L, MONTHEILLET F, SHEN G, et al. Selfconsistent modeling of the flow behavior of wrought alpha/ beta titanium alloys under isothermal and nonisothermal hotworking conditions[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(8): 2719–2727.
- [27] VO P, JAHAZI M, YUE S, et al. Flow stress prediction during hot working of near- α titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 447(1/2): 99–110.
- [28] CONRAD H. Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium[J]. Progress in Materials Science, 1981, 26(2/4): 123-403.
- [29] VARSHNI Y. Temperature dependence of the elastic constants[J]. Journal of Applied Physics B, 1971, 42(10): 4277-4281.
- [30] AZZEDDINE H, TIRSATINE K, BAUDIN T, et al. On the

stored energy evolution after accumulative roll-bonding of invar alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2017, 201: 408–415.

- [31] HANSEN N. Hall-Petch relation and boundary strengthening[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801–806.
- [32] KIM J H, SEMIATIN S L, LEE L C S. A self-consistent approach for modeling the flow behavior of the alpha and beta phases in Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42(7): 1805–1814.
- [33] SEMIATIN S L, BIELER T R. The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure[J]. Acta Materialia, 2001, 49(17): 3565–3573.
- [34] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [35] SAKAI T, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, et al. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions[J]. Progress in Materials Science, 2014, 60(1): 130–207.
- [36] WATANABE T. An approach to grain boundary design for strong and ductile polycrystals[J]. Res. Mechanica, 1984, 11(1): 47-84.
- [37] 钟群鹏, 赵子华, 张 峥. 断口学的发展及微观断裂机理研 究[J]. 机械强度, 2005, 27(3): 358-370.
 ZHONG Qun-peng, ZHAO Zi-hua, ZHANG Zheng. Development of "fractography" and research of fracture micromechanism[J]. Journal of Mechanical Strength, 2005, 27(3): 358-370.

Effect of deformation temperature on microstructures and mechanical properties of TA15 alloy with severe plastic deformation

JI Xiao-hu^{1, 2}, MENG Miao¹, YAN Si-liang¹, LI Ping¹, GANG Guo-qiang¹, XUE Ke-min¹

School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;
 School of Mechanical Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: The multi-directional isothermal forging (MDIF) experiments of TA15 alloy was carried out at 600– 800 °C. The effects of deformation temperature on microstructure and mechanical properties were studied by metallographic microscopy, transmission electron microscope and quasi-static tensile test. The results show that the grains of TA15 alloy are refined and spheroidized after three cycles of MDIF. With the increase of deformation temperature, the refinement effect of equiaxed α is restrained, while the refinement of lamellar α is more obvious. Additionally, the discontinuous dynamic recrystallization (dDRX) mechanism was gradually dominated. At 800 °C , both continuous dynamic recrystallization (cDRX) and dDRX occur during deformation, and the deformation induced $\alpha \rightarrow \beta$ phase transition occurs in the severely deformed region. The tensile strength and elongation of TA15 alloy show the opposite trend with the increase of deformation temperature, and the tensile strength decreases significantly compared with the elongation. Resultantly, the comprehensive mechanical properties of TA15 alloy are the best at 600 °C. Through quantitative analysis, it is found that the increase of yield strength is affected not only by Hall-Petch strengthening and dislocation strengthening, but also by grain morphology, substructure and special grain boundary structure induced by SPD.

Key words: TA15 alloy; deformation temperature; severe plastic deformation; microstructures; mechanical properties

Received date: 2021-02-25; Accepted date: 2021-08-10

Corresponding author: YAN Si-liang; Tel: +86-551-62901368; E-mail: yansiliang741@163.com LI Ping; Tel: +86-551-62901368; E-mail: li ping@hfut.edu.cn

(编辑 李艳红)

Foundation item: Project(51975175) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (2020M681982) supported by China Postdoctoral Science Foundation