

# TA2 纯钛热压缩过程中形变对相变与再结晶的影响

刘程祥<sup>1</sup>, 黄东亚<sup>1</sup>, 周荣锋<sup>1</sup>, 刘 昆<sup>2</sup>, 李永坤<sup>1</sup>, 殷新华<sup>1</sup>, 文 科<sup>1</sup>, 张亚真<sup>1</sup>

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

(2. 云南钛业股份有限公司, 云南 楚雄 651209)

**摘 要:** 使用 Gleeble-1500 热力学模拟实验机对 TA2 纯钛在相变点前后以  $10\text{ s}^{-1}$  的变形速率进行热压缩变形, 研究热压缩对相变的影响。研究发现形变作用在相变点附近时, 相变首先发生在板条之间, 新形成的  $\beta$  晶粒多为球状或短棒状。随着压缩量的增大, 相邻的  $\beta$  晶核逐渐连接并变为条状组织。相变存在临界值, 当压缩温度分别为 860、890 和 920 °C 时, 压缩量达到 40%、30% 和 20% 时, 相变趋于饱和, 取而代之的是动态再结晶的大量发生。温升效应对相变的影响不大, 当变形量较大时温升效应相应提高, 动态再结晶数目显著增多, 而相变却几乎不发生。温度越高, 形变促进相变的现象就越明显, 当压缩温度在相变点之后时, 很小的压缩量就可以使相变快速发生。

**关键词:** 纯钛; 热压缩; EBSD; 微观结构

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1120-10

纯钛具有高强度、低密度、高韧性、良好的抗腐蚀性、生物相容性等诸多优点, 常被用于航空、航天、船舶、化工和生物医学等领域<sup>[1-2]</sup>。纯钛经熔炼后, 为了达到不同的性能采用不同的加工方法获得了不同的微观组织。纯钛的锻造成形是在  $\beta$  相区或接近  $\beta$  相区的温度以压缩为主的方式变形, 在此过程中形变对相变与再结晶的促进行为对材料后续的组织、性能产生了至关重要的影响。细小等轴的微观结构通常具有最佳的强度和延伸率, 故而通过热压缩将层状微观结构分解为所需的球状微观结构<sup>[3-8]</sup>。Senuma<sup>[9-11]</sup>于 20 世纪 80 年代首次报道了钢中奥氏体向铁素体的动态转变。在高于相变温度的变形导致出现细粒铁素体。中国<sup>[12]</sup>和日本<sup>[13]</sup>的学者后来也报告了类似的观察结果。这种形变诱导相变也发生在钛及钛合金中, 与钢恰好相反, 钛在低于  $\beta$  转变温度下就能发生相变。Koike 等人<sup>[14]</sup>报告称, 压缩变形使材料 (Ti-5.5Al-1.5Fe 合金) 的  $\beta$  转变温度降低了约 100 °C。Yang 等人<sup>[15]</sup>和 Ding 等人<sup>[16]</sup>在 Ti-6Al-4V 中也观察到类似的行为, 变形增加了  $\beta$  的体积分数。Aranas 等人<sup>[17]</sup>提出了纯钛动态相变的热力学解释, 其中相变的驱动力由相变开始时变形  $\alpha$  相的临界应力与相变后形成的  $\beta$  相的屈服应力之差得出。最近, Foul<sup>[18]</sup>等人验证了在低于  $\beta$  转变温度 (915 °C), 对商用 2 级纯钛进行了热压缩测试。在

840、860、880 和 900 °C 的温度下,  $\beta$  体积分数分别增加了 30%, 32%, 36% 和 55%。可以诱导动态转变的最低温度为 765 °C。刘以波<sup>[19]</sup>使用共焦激光扫描显微镜原位观察了 TA2 工业纯钛的相变过程, 解释了  $\beta$  相的形成以及魏氏体在冷却过程中的形成过程。Li 等人<sup>[20]</sup>发现了压缩后冷却过程中应力引起的变体选择, 具有 [0001] 方向垂直于压缩方向的棱柱织构优先在压缩应力下产生。Yang 等人<sup>[21]</sup>研究了不同冷却介质下  $\beta \rightarrow \alpha$  相变过程, 结果表明: 随着冷却速率的降低, 相变组织依次呈细针状  $\alpha'$  马氏体 (水冷和液氮冷)、Widmanstätten 组织 (空冷) 及粗大晶粒 (炉冷), 且冷却速率越快, 则转变组织越细。以不同的形变方式诱导相变的现象已经有大量的报道, 然而, 在大变形速率下的形变却很少有报道, 不同变形量对相变的影响的研究也较少。本工作在变形速率为  $10\text{ s}^{-1}$  下设计相同的温度不同的变形量以及相同的变形量不同的温度系列实验, 来研究形变对相变的促进作用。

## 1 实 验

本研究中使用的材料为电子束冷床炉 (EB 炉) 熔炼后得到的 TA2 铸锭, 其测量成分为 0.019 Fe、0.018 C、0.002 H、0.100 O 和 0.008 N, 余量 Ti。使用差示扫描量热法测得其  $\alpha \rightarrow \beta$  相变点为 913 °C。使用 Gleeble-1500

收稿日期: 2023-04-08

基金项目: 国家自然科学基金 (51765026)

作者简介: 刘程祥, 男, 1996 年生, 硕士, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, E-mail: 1352376982@qq.com

热力学模拟实验机进行热压缩变形,在大应变速率( $10\text{ s}^{-1}$ )条件下压缩以尽量避免动态再结晶的影响,探究不同变形量和不同温度对微观组织演变规律。其中,压缩试样尺寸为  $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ ,变形量依次为 10%、20%、30%、40%、50%、60%。选择相变点之前不同的变形温度 860 和 890  $^{\circ}\text{C}$  研究形变对相变的促进作用,选择相变点之后的变形温度 920  $^{\circ}\text{C}$  (过热度 7  $^{\circ}\text{C}$ ) 用以对比。加热到指定温度后保温 3 min,使圆柱试样受热均匀,再进行热压缩变形,变形工艺如图 1 所示。变形结束后,将试样立即放入水中冷却,以“冻结”其高温组织。水冷后不存在  $\beta$  相,但其组织形貌会被保留下来,故引入  $\alpha'$  相。 $\alpha'$  相 ( $\alpha$  prime hexagonal martensite) 为钛合金马氏体中的一种,呈六方结构,与体心立方的  $\beta$  相之间保持 Burgers 位向关系<sup>[22]</sup>:  $(0001)_{\alpha'} // (011)_{\beta}$ ,  $[11\bar{2}0]_{\alpha'} // [111]_{\beta}$ , 一般近  $\alpha$  合金或  $\beta$  稳定元素含量较小的  $\alpha + \beta$  合金从  $\beta$  相区或接近  $\alpha + \beta/\beta$  相变点的高温淬火都能生成  $\alpha'$ 。在研究中,用  $\alpha'$  来表示高温  $\beta$  淬火后形成的组织。

对压缩完成的试样沿压缩方向进行切片,制备金相和 EBSD 试样。用砂纸打磨试样再机械抛光后采用 Kroll 试剂 (85% $\text{H}_2\text{O}$ , 12% $\text{HNO}_3$ , 3% $\text{HF}$ ) 进行腐蚀

处理。采用 Nikon ECLIPSE MA200 对不同变形量的样品 RD-TD 面进行显微组织观察,EBSD 采用配有 HKL-EBSD30 (NordlysNano, OXFORD) 的扫描电镜 (Hitachi S-3400 N) 进行采集。所有微观结构观察都集中在压缩试样最中心区域且变形程度最高区域 (图 1c); 所有金相组织图片和 EBSD 均应确保压缩方向垂直。使用 Nano Measurer 统计板条厚度,使用 Image-Pro Plus 统计晶粒面积。

## 2 结果和讨论

### 2.1 微观组织演化规律

对未压缩的试样进行组织观察,在变形前即原始铸锭材料晶粒尺寸为厘米级<sup>[23]</sup>,在晶内具有网状/片层状的  $\alpha$  组织,如图 2a。同样的,在 890  $^{\circ}\text{C}$  淬火的材料具有相似的组织,不同的是:在每个板条间或板条上出现了一些细线,这些细线的形成原因是由于晶界迁移造成的,晶界迁移使得晶粒平直化<sup>[19]</sup>。但在 920  $^{\circ}\text{C}$  淬火试样中,组织发生了明显的变化。在每个相邻的板条中间有更细小的板条形成,这便是  $\alpha \rightarrow \beta$  的相变过程, $\alpha$  相为细长的条状组织,如图 2c 中白色箭头所在区域; $\alpha'$  相为条状  $\alpha$  边缘的细小组织,如图 2c 中黄色箭头所在区域,两相组织交替重复排列。该相依附于原来的  $\alpha$  相的晶界处形核,形成细小的新晶粒,其组织呈针状,长约 10  $\mu\text{m}$ ,宽约 2  $\mu\text{m}$ ,并消耗掉原始  $\alpha$  相而长大。经测量:未发生相变 (图 2a) 的  $\alpha$  板条的宽度为  $50 \pm 21\ \mu\text{m}$ ,而图 2c 中 2 根  $\alpha$  板条的中心距离也为  $50 \pm 19\ \mu\text{m}$ ,相变过程并没有完全消耗掉原始  $\alpha$ 。

图 3 为 860  $^{\circ}\text{C}$  时不同压缩量下的金相组织。变形量较小时,应力作用使相变晶粒出现在板条间,这些晶粒呈短棒状或球状,如图 3a 中箭头表示。由于板条间的晶界为小角度晶界<sup>[4]</sup>,施加压力引起板条间应力集中,导致能量不稳定以及杂质元素的聚集,为相变进行提供必要条件<sup>[24]</sup>,因此在板条间优先出现相变晶粒。随着变形量的增加,相变晶粒变得细长,以至于相邻相变晶粒连接变为更细长的条状晶粒,如图 3b、3c。然而,当压缩量增加至 40% (图 3d 圆圈中) 时,在板条晶粒上出现了细小的晶粒,这是由于变形储能使得动态再结晶发生 (在下文 EBSD 部分中将进一步证明),相变过程却已接近饱和,故此时动态再结晶替代了相变过程,在图中 3d、3e、3f 中均有显示。因此可以得出结论,在逐渐增加变形量的过程中,相变晶粒由原来的球状或短棒状变为条状。当变形量大于等于 40% 时,相变接近饱和从而促使动态再结晶大量形成。

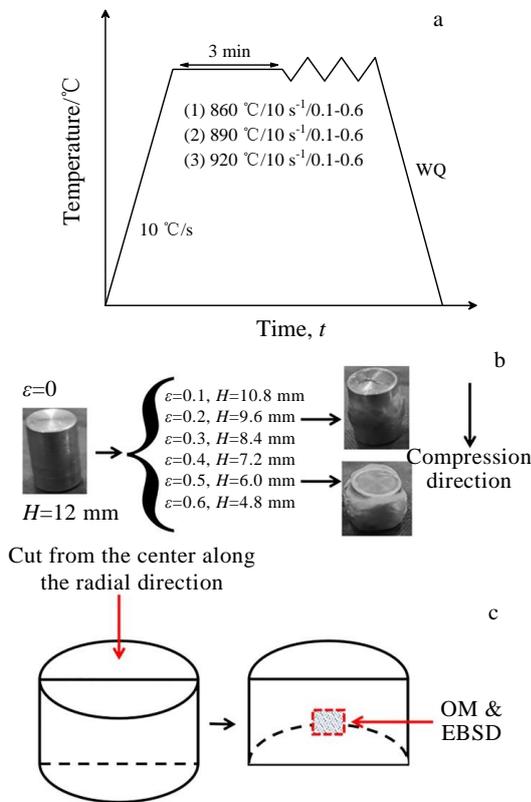


图 1 压缩过程工艺曲线,样品处理过程及显微组织观察示意图  
Fig.1 Compression process curve (a), sample processing process (b), and microstructure observation schematic (c)

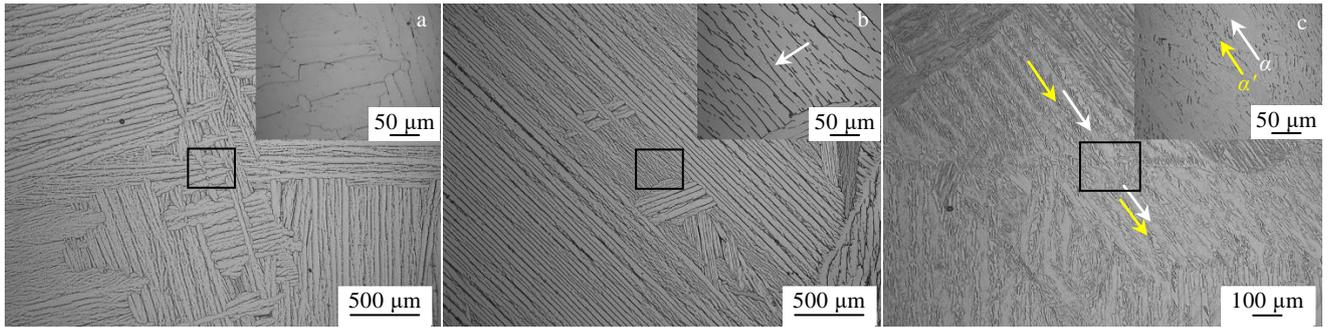


图 2 不同温度淬火后的金相组织图片

Fig.2 Metallographic microstructures after quenching at different temperatures: (a) room temperature, (b) 890 °C, and (c) 920 °C

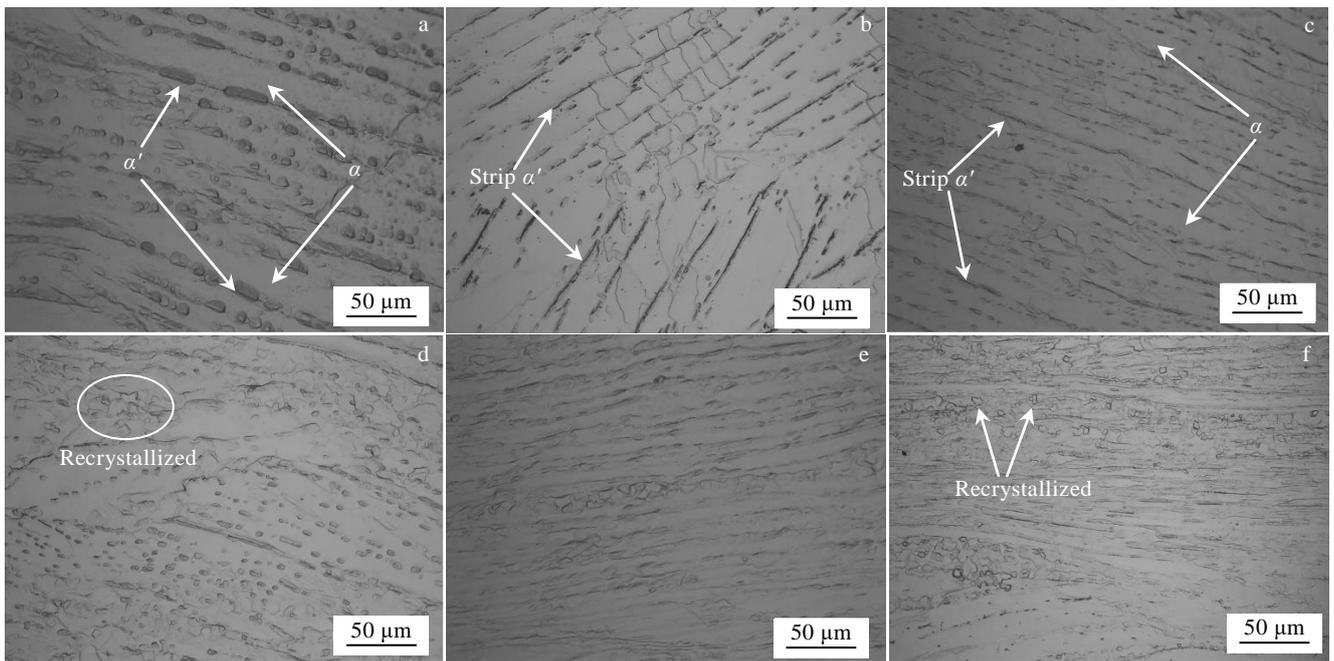


图 3 纯钛在 860 °C，变形速率为 10 s<sup>-1</sup>时不同变形量的金相组织图片

Fig.3 Metallographic microstructures of pure titanium deformed at 860 °C and deformation rate of 10 s<sup>-1</sup> with different deformation levels: (a) 10%, (b) 20%, (c) 30%, (d) 40%, (e) 50%, and (f) 60%

当温度升高至 890 °C 时。在压应力下相变转变量更多，在原始  $\alpha$  板条间直接形成了条状的相变组织，如图 4a、4b。绝热升温效应会使实际温度略高于测量温度，会影响动态回复与动态再结晶过程，将会在下文中进一步讨论。当压缩量增加至 30%（图 4c）时，板条变得更细，原始  $\alpha$  与相变晶粒交替出现，且两者几乎相等。当压缩量增加至 40% 时，出现了大量的再结晶组织，再结晶不仅出现在了原始  $\alpha$  片层上，还出现在了  $\alpha'$  相上，如图 4d 中白色线圈所示。同时，再结晶的形成使得相变减缓。随着压缩量的继续增加，动态再结晶晶粒和相变晶粒继续变小，分布也更加广泛。因此可以得出结论，相比于 860 °C，当温度升高至 890 °C 时，在较小的应变下就可以发生大量的相

变现象，且最终得到的相变晶粒也更多。

当温度升高至 920 °C 时，压缩前由于保温时间只有 3 min 以及过热度只有 7 °C 并没有使所有的原始  $\alpha$  发生相变，压缩后可以看到相变组织显著增多，在图中表现为 2 种组织相间的现象。它是由未发生相变的原始  $\alpha$  以及高温  $\beta$  淬火形成的  $\alpha'$  交替形成的。应力促进  $\alpha \rightarrow \beta$  的效果非常明显，当压缩量由 10% 增加至 20% 时， $\beta$  相极速形成。相应地，原始  $\alpha$  减少且变得细长，如图 5b、5c。此时无论是  $\alpha$  还是  $\alpha'$  都已经发生了明显的细化。高温下由于  $\beta$  相的扩张， $\alpha$  板条被大量吞并，2 个相邻的  $\beta$  板条接触，逐渐将原始  $\alpha$  包围，并将原始  $\alpha$  板条截断，变成了间断性的  $\alpha$ 。仔细观察便会发现，在压力的作用下，很多原始  $\alpha$  板条都在同一条线

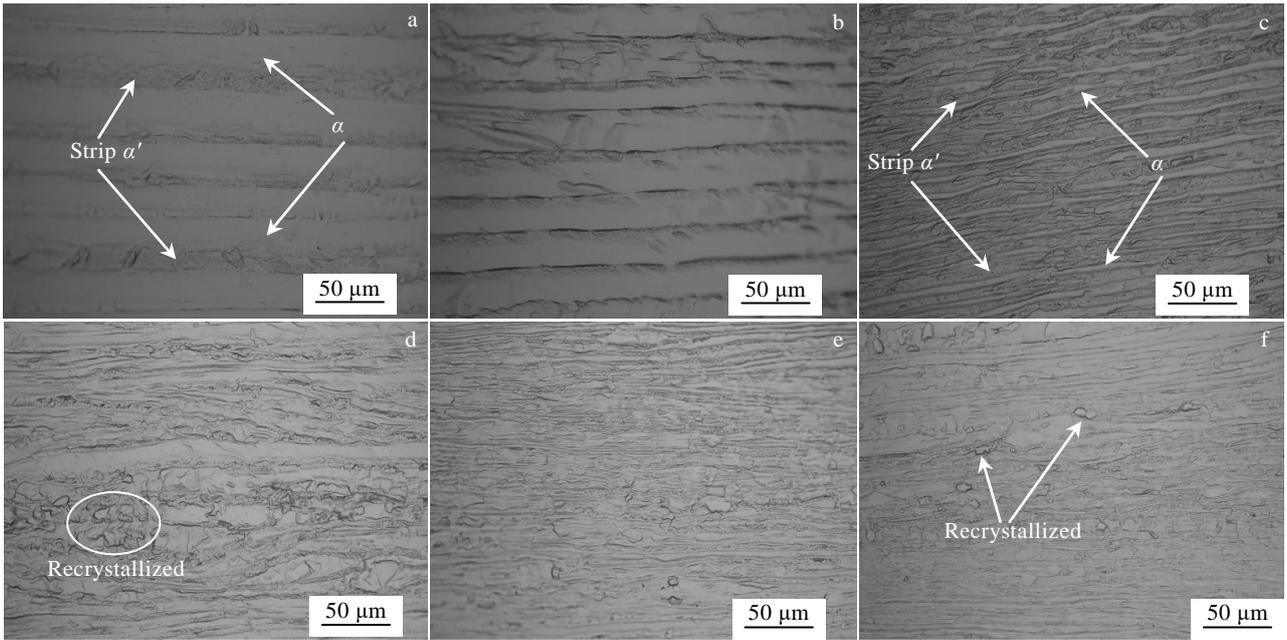


图 4 纯钛在 890 °C，变形速率为 10 s<sup>-1</sup> 时不同变形量的金相组织图片

Fig.4 Metallographic microstructures of pure titanium deformed at 890 °C and deformation rate of 10 s<sup>-1</sup> with different deformation levels: (a) 10%, (b) 20%, (c) 30%, (d) 40%, (e) 50%, and (f) 60%

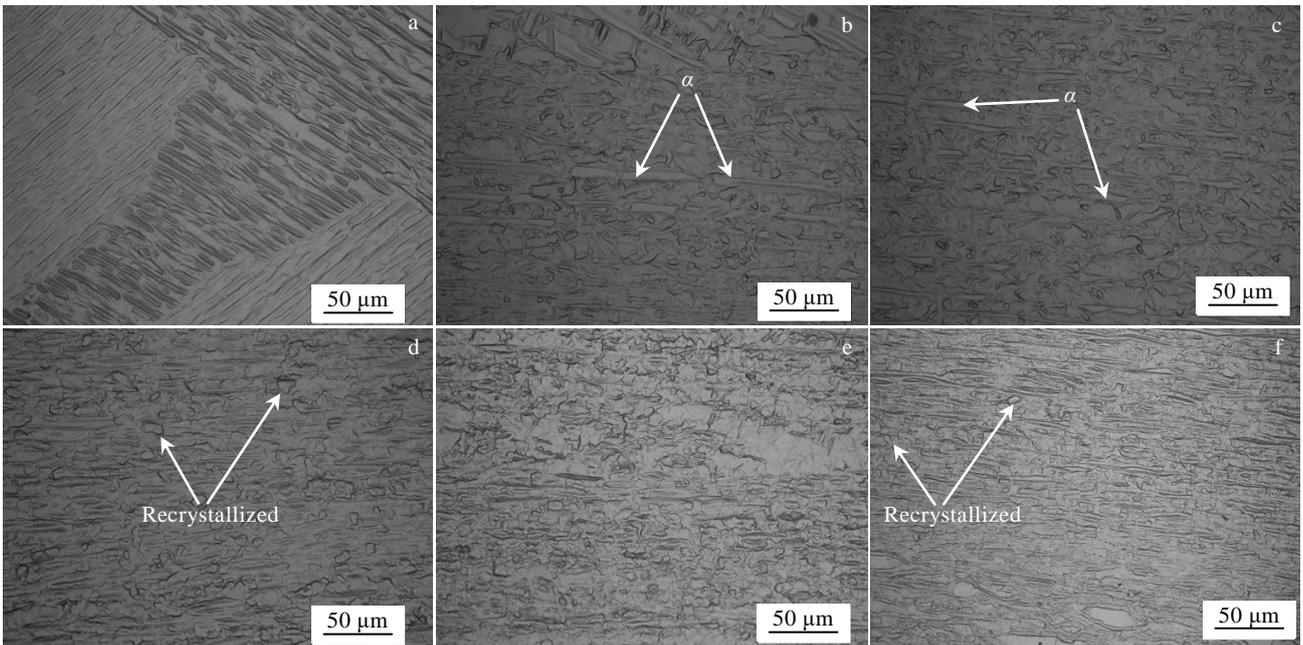


图 5 纯钛在 920 °C，变形速率为 10 s<sup>-1</sup> 时不同变形量的金相组织图片

Fig.5 Metallographic microstructures of pure titanium deformed at 920 °C and deformation rate of 10 s<sup>-1</sup> with different deformation levels: (a) 10%, (b) 20%, (c) 30%, (d) 40%, (e) 50%, and (f) 60%

上。在增加压缩量的过程中，总有部分的原始  $\alpha$  保留了下来，呈针状分布在  $\beta$  基体中。同时，在图 5c~5f 中明显可以看到许多等轴组织，这些等轴组织是动态再结晶在高温  $\beta$  基体上形成的，在下文 EBSD 部分中

将进一步证明。

图 6 为纯钛变形微观结构表现出的流动局部化，由热加工图<sup>[25]</sup>可以看出在 860~920 °C 的温度范围内 10 s<sup>-1</sup> 的应变速率表现出一个单一的不稳定区域，这个不稳定

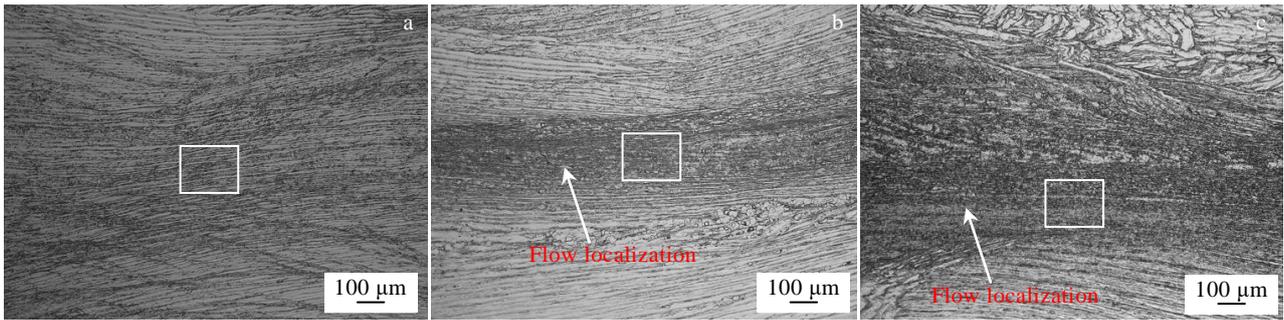


图 6 变形量 50% 变形速率  $10\text{ s}^{-1}$  时不同变形温度下纯钛变形微观结构表现出的流动局部化

Fig.6 Flow localization of pure titanium deformation microstructure with deformation amount of 50% at deformation rate of  $10\text{ s}^{-1}$  and different deformation temperatures: (a)  $860\text{ }^{\circ}\text{C}$ , (b)  $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ , and (c)  $920\text{ }^{\circ}\text{C}$

区域在变形量  $\geq 40\%$  后愈发明显。在图 6 中可以看到在不稳定区域的流动局部化现象，此区域内晶粒细化严重。流动局部化是绝热剪切带的一种强度较低的形式，可能通过进一步变形导致剪切裂纹<sup>[26]</sup>。文献[26]还提出随着温度的升高，流动局部化变得不那么强烈。但在文中并未发现这个现象，这是由于相变的影响使得在此区域晶粒更加密集。显著的温升可诱导晶粒粗化，并通过再结晶形成新晶粒来促进晶粒细化，而再变形主要导致晶粒细化。晶粒生长与晶粒细化之间的竞争最终产生了小于基质的平均晶粒尺寸<sup>[27]</sup>。文中所展示内容是温升效应促进动态回复与动态再结晶。

图 7a 统计了不同压缩状态下原始  $\alpha$  的板条厚度。在图 7a 中可以看出，原始  $\alpha$  板条的厚度都是随着变形量的增加而降低，降低的原因有 2 个：其一，压缩过程发生的旋转使得原本杂乱的板条变得与压缩方向垂直<sup>[4]</sup>，增加应力使原始  $\alpha$  板条被压扁，板条变细。其二，形变诱导相变发生，使得在板条间的新相增多，消耗掉原始  $\alpha$  相，间接使得原始  $\alpha$  板条变得更细。在图 7a 中，当压缩量由 20% 增加至 30% 时，板条厚度

发生了一个骤降的现象，结合金相图可以看出，在这个过程中，相变过程快速进行，相变消耗掉原始  $\alpha$  从而使板条变细。继续增加压缩量的过程中，原始  $\alpha$  的厚度虽然在降低，但已趋于缓慢，且 860 与 890  $^{\circ}\text{C}$  时，当压缩量达到 30% 和 40% 之后明显更平缓，这里就能说明形变诱导相变趋于完成。

图 7b 是  $\beta$  相的体积分数统计曲线。在图中可看出， $\beta$  相的含量随压缩量的增大而增大。但是，在压缩量增加至临界值之后便不再增加，860、890、920  $^{\circ}\text{C}$  的临界值为分别为 40%、30%、20%，说明此时相变现象将减缓。结合金相图可以看出，达到临界值时动态再结晶已经发生，故相变趋于稳定后动态再结晶发生。在图中可以看出，在 860  $^{\circ}\text{C}$  下，曲线峰值为 20%；在 890  $^{\circ}\text{C}$  下，曲线峰值为 50%，这与 Foul<sup>[18]</sup> 的实验结果一致。当温度为 920  $^{\circ}\text{C}$  时，在压缩量增加至 20% 的时候， $\beta$  的含量出现了速升的现象，然后趋于稳定，此时相变已经完成了 90%。在这里可以说明，当温度增加至相变点之后时，形变促进相变的现象明显增强。

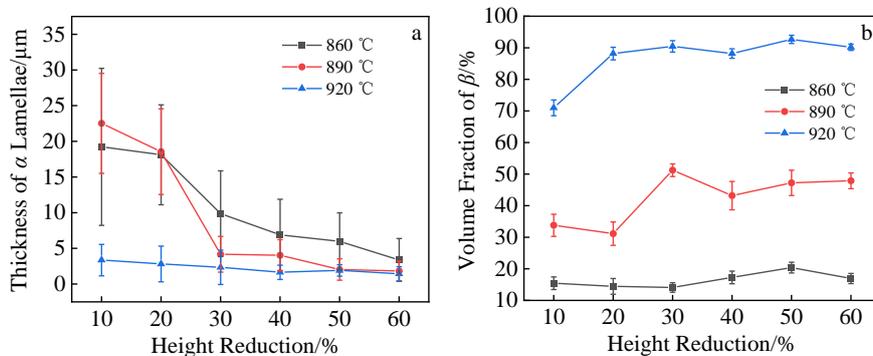


图 7 纯钛不同温度与不同变形量条件下  $\alpha$  板条厚度统计图及  $\beta$  相的体积分数统计图

Fig.7 Statistical chart of  $\alpha$  lamellae thickness (a) and volume fraction of  $\beta$  phase (b) under different deformation conditions of pure titanium

## 2.2 压缩曲线分析

由图8可以看出,压缩曲线都可以分为3个阶段<sup>[23]</sup>,第1阶段是变形初期的极速上升阶段,第2阶段是变形的过程中的缓慢增长阶段,最后1个阶段是随着应变的增加,应力趋于平稳的阶段。变形初期,需要有一个临界应力使滑移系开动,在应力应变曲线上表现为一个快速增长的过程。随即进入了第2阶段,当突破势垒的时候,由于位错的滑移导致在板条间造成应力集中,促使相变的进行,对应于金相图中板条间的晶核大量析出过程。在这阶段,相变产生的软化与加工硬化相互作用,但其软化效果略低于加工硬化,故在流变曲线上表现出了一个缓慢上升的特性。第3阶段是曲线的一个稳态流变阶段,此阶段下,相变几乎不再发生,取而代之的是动态回复与动态再结晶的发生,再结晶组织分布在2种基体上,且再结晶的软化效果明显,同时相变后的 $\beta$ 较原始 $\alpha$ 软,更容易变形,它们与加工硬化效果完全抵消,故在流变应力曲线上出现了平缓的趋势。

## 2.3 温升效应及影响

在变形过程中,由于纯钛的导热系数低,样品内部会出现变形热。变形热增加了位错迁移率,从而降低了合金流动应力。因此,通过公式对变形热进行量化,以评估其对流动软化的影响。温升的计算公式为<sup>[25]</sup>:

$$\Delta T = \frac{0.95\eta}{\rho c} \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad (1)$$

其中,0.95是塑性变形功转化为热量的比率, $\eta$ 是绝热校正系数,在应变速率为 $10 \text{ s}^{-1}$ 时取1, $\epsilon$ 是应变, $\sigma$ 是流动应力, $\rho$ 是密度, $c$ 是比热容。

温升效应随变形量和温度的变化如表1所示,其随温度升高而减小,随应变量的增加而增大。当压缩量较小时温升效应较小,对压缩试样的影响并不显著,此时在应力作用下相变大量发生。当变形量较大时温

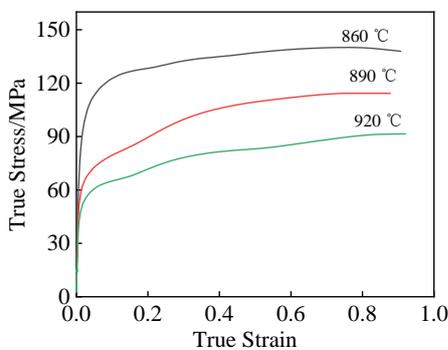


图8 压缩量为60%时不同温度下的真应力-真应变曲线  
Fig.8 True stress-true strain curves of specimen with 60% compression amount at different temperatures

表1 不同温度和变形量下的TA2纯钛温升( $\Delta T$ )

Table 1 Temperature rise ( $\Delta T$ ) of TA2 pure titanium under different temperatures and deformation levels ( $^{\circ}\text{C}$ )

Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Deformation/%					
	10	20	30	40	50	60
860	4.19	8.73	14.86	21.55	29.69	39.07
890	2.73	6.24	11.5	17.22	24.13	32.36
920	2.22	4.97	8.92	13.07	18.69	25.91

升效应增大,此时的变形热造成了纯钛的软化,流动软化通常伴随着动态回复或动态再结晶<sup>[28-29]</sup>,这与本次实验结果一致。压缩前试样经过一段时间保温后,材料组织已经实现均匀化,具有相变发生的趋势,施加应力使得相变发生,在应变增加的情况下,相变达到饱和便不再发生。但随着应变的增加出现绝热效应导致温度升高,且保持时间短并没有使得组织均匀化,变形量为60%的试样从压缩开始至压缩结束用时0.13 s,从压缩开始至淬用时0.39 s,没有组织均匀化的试样在较短的时间内没有相变发生的趋势,故相变并没有在温升效应下转变,对相变的影响较小。反而增加变形量更容易造成应力集中,在温升效应的作用下更容易促进动态回复与动态再结晶的发生。

## 2.4 低于相变点的组织形态分析

选取压缩温度为 $890 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形量为40%的试样分析其在相变点之前的组织形态。图9分别是取向成像图、再结晶图、取向差分布图、极图。在取向成像图中可以发现,大部分的晶粒为红色 $\{0001\}$ 结构,压缩变形使得 $\alpha$ 晶粒出现择优取向。原始 $\alpha$ 板条之间的小晶粒是相变后的绿色 $\{\bar{1}2\bar{1}0\}$ 结构,板条之间的小角度晶界为相变进行提供能量条件。除此之外,还有很多其他取向的相变晶粒,在压缩过程中部分相变晶粒率先出现,在后续的变形过程中发生转动,因而使得晶粒更为细小且取向也发生变化<sup>[20]</sup>。另外回复与再结晶也使得晶粒取向发生变化,结合图9b,大部分的动态再结晶出现在了板条间,形成了随机取向并弱化结构。若变形量最大的区域为应力高度集中区<sup>[27]</sup>,而随着远离中心两侧的应力逐渐变小,如此便可以观察到不同变形量下的微观组织形貌。可见动态再结晶发生在任何不同应力条件下,只是应力较小时,动态再结晶的数量也较少。在图中白色虚线区域内为应力最大的变形带,此区域内晶粒较小且取向排列混乱,变形晶粒、相变晶粒、以及再结晶晶粒同时存在,从而使晶粒细化较为明显。白色虚线以外的区域变形量相对较小,板条之间形成的小晶粒为相变晶粒以及再结晶晶粒,在图9b中可以看出大部分晶粒都为相变晶粒,只有少部

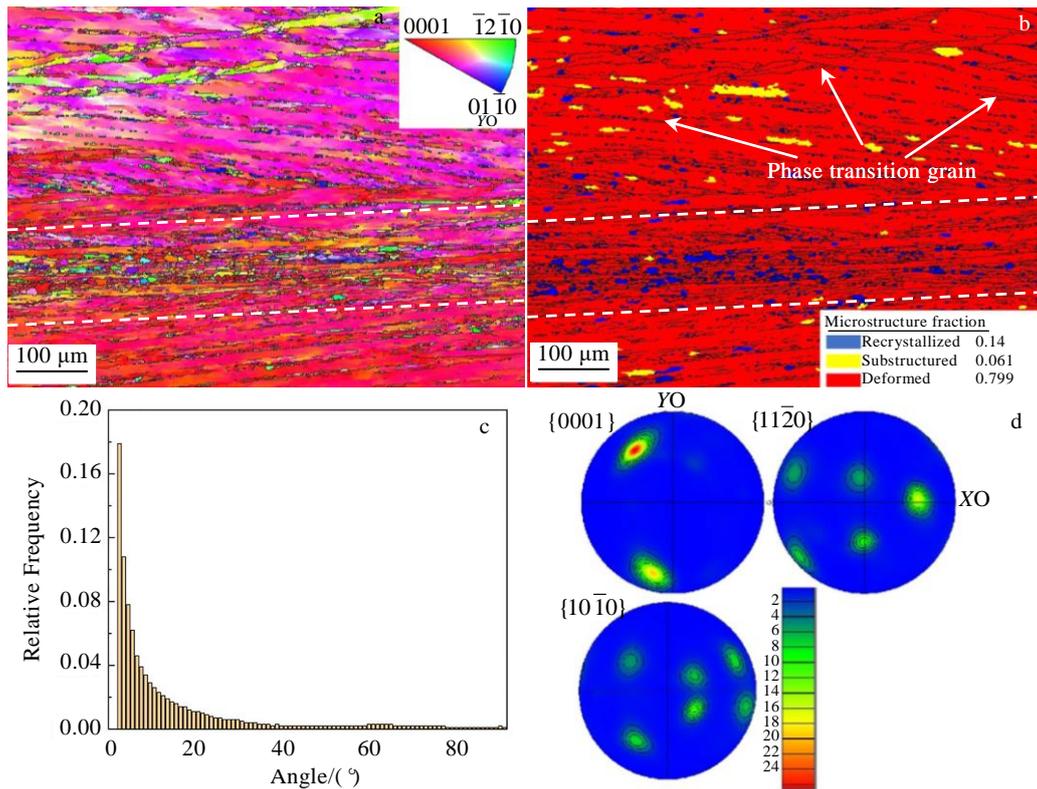


图 9 纯钛在 890 °C 以 10 s<sup>-1</sup> 应变速率压缩 40% 的取向成像图、再结晶图、取向差分布图和极图

Fig.9 Orientation imaging map (a), recrystallization map (b), orientation difference distribution map (c), and polar diagram (d) of pure titanium compressed by 40% at 890 °C and strain rate of 10 s<sup>-1</sup>

分小晶粒是再结晶晶粒，故可以推断出，相变晶粒较动态再结晶晶粒优先发生。由局部取向差图 9c 可以看出，晶粒取向大多都在 30 ° 之下，说明整个过程以变形为主。

### 2.5 高于相变点的组织形态分析

选取压缩温度为 920 °C 变形量为 30% 的试样分析在相变点之后的组织形态，图 10 分别是取向成像图、再结晶图、取向差分布图、极图。相变后的组织为绿色 {12-10} 结构<sup>[20]</sup>，但仍然有少量的残余 α 未发生转变，在图中显示为红色 {0001} 结构，残余 α 特点是很多的不连续的晶粒几乎分布在同一条直线上，如图中黑色箭头上方。温度以及所施加的力未能使 α 完全发生相变，增加应变时，β 逐渐吞并 α，相邻的 β 合并使得 α 板条中断，剩余的 α 变小，但这些组织仍然能够保持在同一条直线上。图 10b 也发生了动态再结晶，与图 9b 不同的是，动态再结晶发生的区域更广，数量更多。这是由于在高温下 β 相更软，应力首先在 β 晶粒边界处聚集，β 晶粒更容易发生动态再结晶。若是 β-α 边界，则会导致 α 的收缩，α 会向 β 转变。若是 β-β 边界，则会在晶界处发生应力集中，产生了新的无畸变的晶粒核心，引起动态再结晶发生。故应力的作用

为，先相变、后再结晶。残余的 α 依然是变形晶粒，如图 10a、10b 中圆圈中所示，应力对 α 的作用就是使 α 晶粒内部出现晶界，使板条变为细小的等轴晶粒，晶界的出现还会加快 α 晶粒向 β 晶粒的转化。由局部取向差可以看出，除了 40 ° 之前的取向是由变形引起的外，还在 60 °~90 ° 处有明显的取向峰值，说明动态再结晶造成了大角度的取向差，并且与形变的取向保持特定的取向差关系，动态再结晶可以有效地弱化形变组织<sup>[20]</sup>。

### 2.6 形变诱导相变规律

相变点前后的形变促进相变行为可用图 11 来近似表示出来，在室温及未施加压力的情况下（图 11a），组织为细长的条状；当施加压力以及升高温度至 860 °C 时（图 11b），形变作用促使相变进行<sup>[14-18]</sup>，新形成的晶核以球状或短棒状出现在原始 α 板条间，板条间由于应力集中以及各种缺陷与杂质，为 β 相的形成提供了必要条件<sup>[24]</sup>；当继续升温时至 890 °C 时（图 11c），应力作用下使得 α→β 转变趋势更高，许多 β 晶核连接成条状 β，如此便形成了条状 α 与条状 β 重复交替排列的现象。同时，增加应变会促进 β 相的转化，但当应变达到饱和时便不再发生相变；升高温度至相

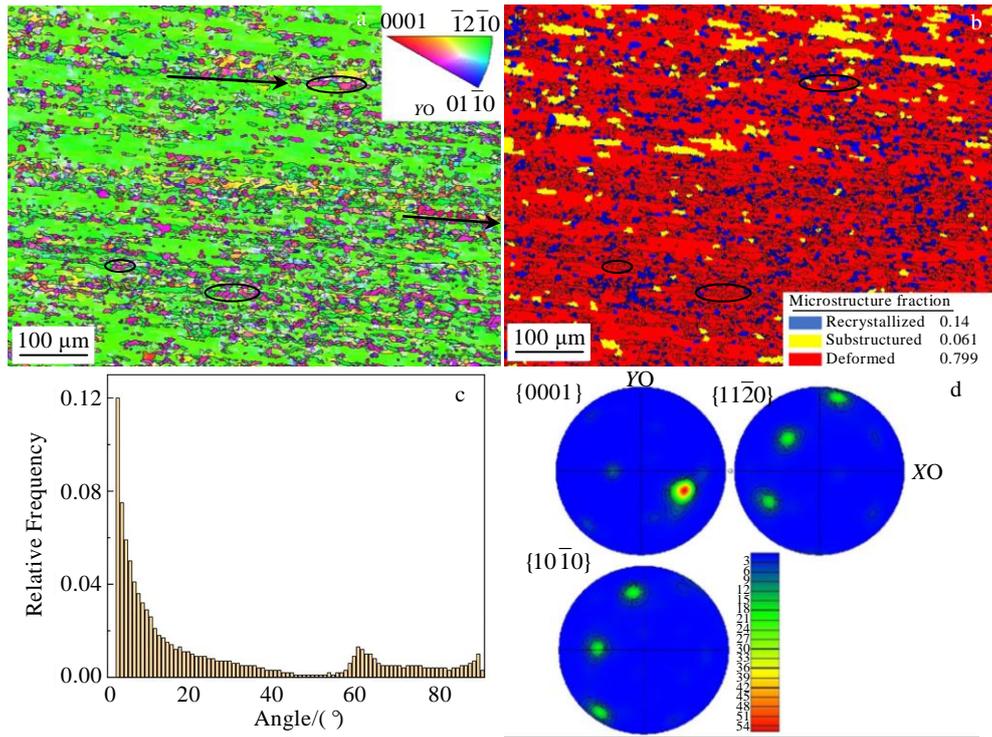


图 10 纯钛在 920 °C 以 10 s<sup>-1</sup> 应变速率压缩 30% 的取向成像图、再结晶图、取向差分布图和极图

Fig.10 Orientation imaging map (a), recrystallization map (b), orientation difference distribution map (c), and polar diagram (d) of pure titanium compressed by 30% at 920 °C and strain rate of 10 s<sup>-1</sup>

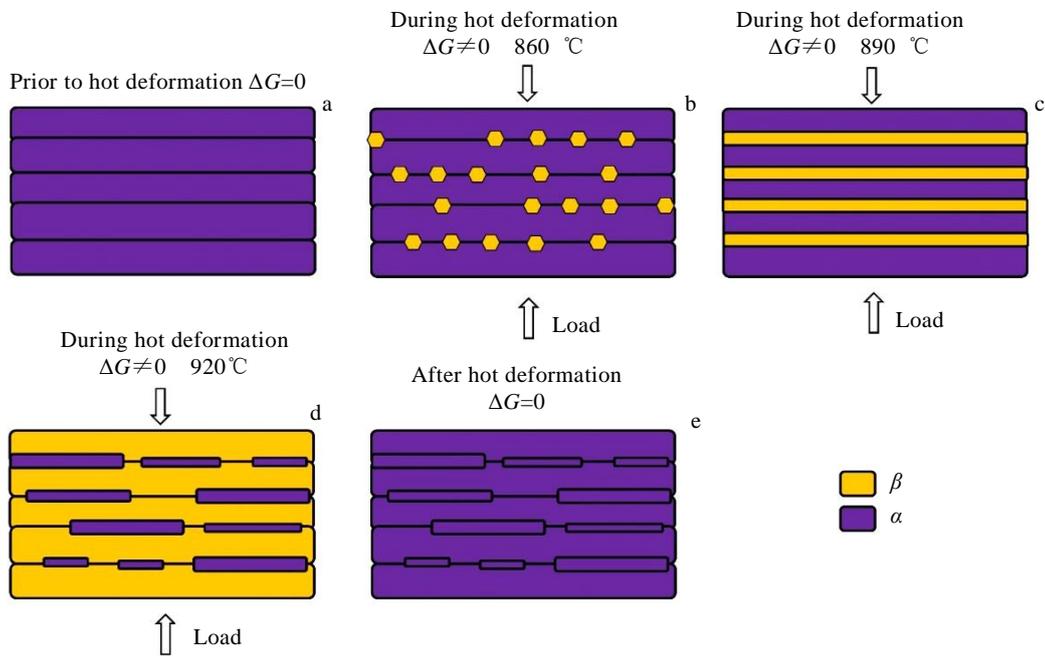


图 11 纯钛不同热压缩条件下形变促进相变示意图

Fig.11 Schematic diagrams of deformation promoting phase transition in pure titanium under different thermal compression conditions

变点之上时(图 11d),β 相包围了 α 相且应力使得 α→β 极速进行,β 通过消耗掉原始的 α 而长大。剩余的 α 依然保持着条状形态,在继续增加形变和温度的条件下直

至消耗殆尽;将高温变形后的材料进行淬火处理(图 11e),所有的 β 相都转变为了 α 相,但是其组织形貌却保留了下来<sup>[30-33]</sup>,以便在室温下对其进行组织观察。

### 3 结 论

1) 形变作用于相变点附近时, 相变首先发生在板条之间, 新形成的  $\beta$  晶粒多为球状或短棒状。随着压缩量的增大, 相邻的  $\beta$  晶核逐渐连接并变为条状组织。相变存在临界值, 当压缩温度分别为 860、890 和 920 °C 时, 压缩量达到 40%、30% 和 20% 时, 相变趋于饱和, 随后动态再结晶开始大量发生。

2) 温度越高, 形变促进相变的现象就越明显, 当压缩温度在相变点之后时, 很小的压缩量就可以使相变大量发生。

3) 温升效应对相变的影响不大, 当变形量较大时温升效应相应提高, 动态再结晶数目显著增多, 而相变却几乎不发生。

4) 动态再结晶在  $\alpha$  晶粒与  $\beta$  晶粒上都有所发生, 由 EBSD 观察结果表明, 动态再结晶在  $\beta$  基体上更容易发生。

#### 参考文献 References

- [1] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [2] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim: John Wiley & Sons, 2003
- [3] Gao Pengfei, Zhan Mei, Fan Xiaoguang *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 689: 243
- [4] Mironov S, Murzinova M, Zharebtsov S *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2470
- [5] Liu Yang(刘 杨), Li Zhiqiang(李志强), Zhao Bing(赵 冰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3752
- [6] Zhao Zhipeng, Zhu Guoming, Kang Yonglin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 771: 138680
- [7] Liu X Y, Zhao X C, Yang X R *et al. Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(4): 474
- [8] Zeng Z P, Jonsson S, Roven H J. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(19): 5822
- [9] Senuma T. *Proc Int Conf on Martensitic Transformations*[C]. Nara: Japan Institute of Metals, 1986: 515
- [10] Senuma T. *Proc Int Conf on Phys Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals*[C]. Tokyo: ISIJ, 1988: 200
- [11] Yada H, Li C M, Yamagata H. *ISIJ International*[J], 2000, 40: 200
- [12] Liu Zhaoxia, Li Dianzhong, Lu Shanping *et al. ISIJ International*[J], 2007, 47(2): 289
- [13] Park Nokeun, Shibata Akinobu, Terada Daisuke *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(1): 163
- [14] Koike J, Shimoyama Y, Ohnuma I *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48(9): 2059
- [15] Yang H S, Gurewitz G, Mukherjee A K. *Materials Transactions, JIM*[J], 1991, 32(5): 465
- [16] Ding R, Guo Z X, Wilson A. *Materials Science & Engineering A*[J], 2002, 327(2): 233
- [17] Aranas C, Foul A, Guo B Q *et al. Scripta Materialia*[J], 2017, 133: 83
- [18] Foul A, Aranas C, Guo B Q *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 722: 156
- [19] Liu Yibo(刘以波). *Microstructure Evolution of TA2 Commercial Pure Titanium at High Temperature*(TA2 工业纯钛高温组织演变研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010
- [20] Li Kai, Yang Ping. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(7): 1863
- [21] Yang Xiaoling, Wang Ying, Peng Lin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(6): 1957
- [22] Xing Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2007, 24(5): 23
- [23] Du Yang, Li Ba, Fu Hang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(1): 29
- [24] Zhou Rongfeng(周荣锋), Yang Wangyue(杨王玥), Sun Zuqing(孙祖庆). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004(1): 1
- [25] Goetz R L, Semiatin S L. *Materials Engineering and Performance*[J], 2001, 10: 710
- [26] Zhang Jingqi, Di Hongshuang, Wang Hongtao *et al. Materials Science*[J], 2012, 47: 4000
- [27] Sun J L, Trimby P W, Yan F K *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 79: 47
- [28] Mishra A, Martin M, Thadhani N N *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(12): 2770
- [29] Gao Pengfei, Fu Mingwang, Zhan Mei *et al. Materials Science & Technology*[J], 2020, 39: 1005
- [30] Farup Ivar, Drezet Jean-Marie, Mo Asbjorn *et al. Journal of Thermal Stresses*[J], 2000, 23(1): 47
- [31] Liu Chengxiang(刘程祥), Zhou Rongfeng(周荣锋), Liu Kun(刘 昆) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2023, 40(2): 8
- [32] Guo Qing(郭 庆), Yu Wei(余 伟), Han Ying(韩 盈) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2022, 39(4): 6
- [33] Wang Juansheng(王隽生), Shi Yaming(史亚鸣), Zhang Yuqin(张玉勤) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2022, 39(6): 13

## Effect of Deformation on Phase Transition and Recrystallization During Thermal Compression of TA2 Pure Titanium

Liu Chengxiang<sup>1</sup>, Huang Dongya<sup>1</sup>, Zhou Rongfeng<sup>1</sup>, Liu Kun<sup>2</sup>, Li Yongkun<sup>1</sup>,  
Yin Xinhua<sup>1</sup>, Wen Ke<sup>1</sup>, Zhang Yazhen<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. Yunnan Titanium Industry Co., Ltd, Chuxiong 651209, China)

**Abstract:** Gleeble-1500 thermodynamic simulation test machine was used to perform thermal compression deformation on TA2 pure titanium at a deformation rate of  $10\text{ s}^{-1}$  before and after the phase change point, and the influence of thermal compression on the phase transition was studied. It is found that when the deformation is near the phase transition point, the phase transition first occurs between the slats, and the newly formed  $\beta$  grains are mostly spherical or short rod-like. As the amount of compression increases, adjacent  $\beta$  nuclei gradually connect and become strip-like structure. There is a critical value for phase transition. When the compression temperature is 860, 890 and 920 °C and the compression amount reaches 40%, 30% and 20%, respectively, the phase transition tends to saturate, and a large number of dynamic recrystallization occurs. The temperature rise effect has little effect on the phase transition, and when the deformation is large, the temperature rise effect increases correspondingly, and the number of dynamic recrystallization increases significantly, but the phase transition hardly occurs. The higher the temperature, the more obvious the phenomenon of deformation promoting phase change. When the compression temperature is after the phase change point, a small amount of compression can make a large number of phase transitions occur.

**Key words:** pure titanium; heat compression; EBSD; microstructure

---

Corresponding author: Zhou Rongfeng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, E-mail: zhourfchina@hotmail.com