

基于 ABAQUS 的近 α 型 Ti-1100 合金热变形有限元分析

朱文进, 朴荣勋, 王文松

(安徽理工大学 机械工程学院, 安徽 淮南 232001)

摘要: 以氢化钛粉为原料, 采用粉末冶金-热等静压法制备近 α 型 Ti-1100 合金, 并基于 ABAQUS 对 $\phi 12\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ 试样的热压缩试验进行有限元分析。结果表明: Ti-1100 合金试样中心区域受到较大压应力的作用, 变形最大; 鼓形区域受拉应力作用, 和顶部区域的变形程度均相对较小。在低温高应变速率下, 试样中心区域的温升最大, 出现动态软化特征, 不均匀变形程度较大, 且中心区域与鼓形区域的应力差值较大, 内部变形剧烈; 鼓形区域显微组织以倾斜的层状 α 晶粒为主, 有局部塑性流动现象出现。在高温低应变速率下, 内部变形相对均匀, 显微组织以等轴 α 晶 + β 转变组织为主。此外, 在所有变形条件下, 中心区域均以层状 α 晶粒为主, 并发生了动态再结晶, 顶部区域与中心区域的组织相似。

关键词: Ti-1100 合金; 粉末冶金; 热等静压; 有限元分析

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2023)05-001-08

Finite Element Analysis of Hot Deformation of Near- α Ti-1100 Alloy Based on ABAQUS

Zhu Wenjin, Piao Rongxun, Wang Wensong

(School of Mechanical Engineering, Anhui University of Science and Technology, Huainan 232001, China)

Abstract: Near- α Ti-1100 alloy specimens were prepared by powder metallurgy hot isostatic pressing method using titanium hydride powder as raw material and finite element analysis was carried out based on ABAQUS for the hot compression test of the specimens with size of $\phi 12\text{ mm} \times 8\text{ mm}$. The results show that the center area of Ti-1100 alloy specimen is subjected to significant compressive stress, resulting in maximum deformation; the drum shaped area is subjected to tensile stress, the deformation degree of the drum shaped area and top area is relatively small. At low temperatures and high strain rates, the temperature rise in the center area of the sample is the largest, with dynamic softening characteristics and significant uneven deformation, additionally, the stress difference between the central area and the drum shaped area is significant, the internal deformation is intense; the drum shaped area is dominated by tilted α lamellar grains, with localized plastic flow phenomenon occurs. Under high-temperature low-strain conditions, the internal deformation is relatively uniform, and the microstructure dominated by equiaxed α grains + transformed β phase. In addition, under all deformation conditions, the center area is dominated by α lamellar grains and dynamic recrystallization occurs, and the organization of the top area is similar to that of the center area.

Keywords: Ti-1100; powder metallurgy; isothermal compression; finite element analysis

近 α 型钛合金具有高比强度、良好的耐腐蚀性能以及优异的耐高温性能, 广泛用于制作飞机发动机压

缩机盘件和机匣等部件^[1-3]。混合元素粉末冶金是一种低成本制备钛合金部件的有效方法。以氢化钛粉为主要原料, 通过粉末冶金可以有效控制冶金过程中的氧含量, 解决氧污染问题, 并得到微观结构和性能良好的钛合金部件^[4-8]

热模拟试验是研究材料热变形行为的常用方

收稿日期: 2023-07-24

基金项目: 安徽理工大学高层次引进人才科研启动基金项目 (13200456); 安徽省高等学校自然科学研究项目 (KJ2019A0127)

通信作者: 朴荣勋 (1983—), 男, 工学博士。

法,所测得的应力-应变曲线数据可用于分析材料的变形行为。但通过该方法只能对材料进行宏观受力分析,难以掌握材料内部温度、应力及应变的分布情况,因此需要通过有限元模拟对合金内部的应力-应变进行表征,分析合金的变形行为。杨川等人^[9]对粉末冶金高温合金 FGH96 试样进行了热压缩试验,对热压缩变形过程进行了有限元模拟,并根据试样变形程度的不同将其分为鼓形区域、中心区域和顶部区域。试样鼓形区域受拉应力作用,中心部位变形量最大,两端变形量最小。Wang 等人^[10]对 α 型钛合金 Ti-4.2Al-0.005B 的热压缩过程进行了有限元模拟,发现改变应变速率会导致试样内部产生不同程度的温升,并且低温低应变速率下出现的流变软化是由温升引起的。Xiao 等人^[11]对近 α 型 TA15 钛合金的热压缩过程进行了有限元模拟,结果表明合金内部出现的温度梯度会引起鼓形区域产生严重变形,导致测得的流变应力小于真实值。

前期研究中已对采用氢化钛粉制备的 Ti-1100 合金进行了热压缩试验,分析了合金热变形行为,并得到适合该合金的热加工窗口^[12-13]: (1000~1050) °C/(0.01~0.165) s⁻¹。然而,高温热模拟试验仅可用于宏观层面的分析,对于合金内部的变形情况难以准确把握。为了进一步研究粉末冶金法制备的近 α 型 Ti-1100 合金内部不同变形区的热变形规律,基于 ABAQUS 软件进行热压缩有限元分析,计算合金内部不同变形区的温度场、应力-应变场分布,研究热加工参数对温度、应力-应变分布的影响规律,以期对 Ti-1100 合金热加工工艺的制定提供可靠依据。

1 有限元模拟

以氢化钛粉为原料,采用粉末冶金-热等静压法制备近 α 型 Ti-1100 合金。图 1 为所制备的 Ti-1100 合金的典型显微组织,主要由不规则形状的 α 相和 α 相边界处的 β 相组成。

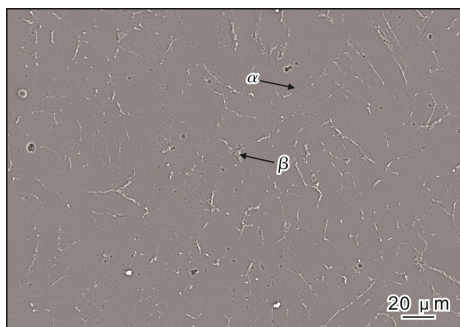


图 1 Ti-1100 合金的显微组织

Fig.1 Microstructure of Ti-1100 alloy

参照前期的研究工作^[12-13],对制备的 Ti-1100 合金试样进行恒温恒应变速率的热压缩试验。将热压缩试样沿径向切割,用 SiC 砂纸打磨后抛光,再用 Kroll 试剂腐蚀。采用 DMM-490C 光学显微镜 (OM) 进行显微组织观察。结合热模拟压缩试验^[12-13],采用 ABAQUS 有限元软件的热力耦合模型^[16]对热压缩变形过程进行有限元模拟。

图 2 为在 ABAQUS 有限元软件中建立的 Ti-1100 合金试样三维模型。其中,试样尺寸为 $\phi 12 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$,上下压板尺寸均为 $\phi 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。

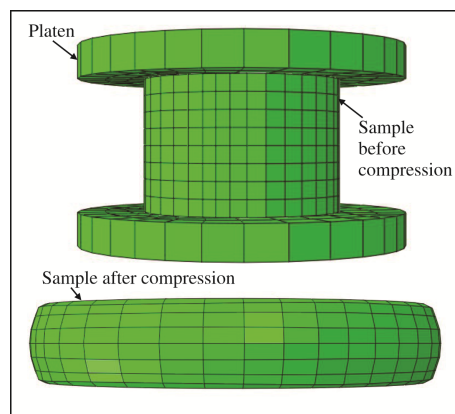


图 2 Ti-1100 合金试样的几何模型

Fig.2 Geometric model of Ti-1100 alloy sample

根据不同变形条件下 Ti-1100 合金的流变应力曲线得到其应力-应变参数^[12-13],结果见表 1~3。将应力-应变参数作为属性参数输入到有限元模型中,其中 Ti-1100 合金的热物性参数分别为:密度 4.53 g/cm³,热导率 10 W/(m·K),比热容 545 J/(kg·K),室温杨氏模量 119 GPa,泊松比 0.3^[28]。

金属热压缩过程中,会因塑性变形和摩擦而产生温升,其中塑性变形为热量的主要来源。采用库伦接触模型模拟热压缩过程中的接触行为,假设摩擦系数恒定为 0.1,接触方式为硬接触,产热系数设置为 1,产生的热量由压板与试样平均分配。由于采用真空恒温压缩试验,并且试样与周围环境的温度相同,所以热对流和热辐射对温度的影响较小,因此忽略不计。假设实验样品内部的初始温度分布均匀,预定义模型的初始实验温度分别为 850、900、950、1000、1050 °C。

2 结果与讨论

2.1 热压缩过程有限元分析

2.1.1 热压缩过程的温度分布

在热压缩过程中,合金发生高速大变形,外加载荷做的功部分会转化为热能,而钛合金的热导率相对

表 1 应变速率为 0.01 s^{-1} 时 Ti-1100 合金试样在不同变形温度下的应力-应变参数Table 1 Stress-strain parameters of Ti-1100 alloy specimens at different deformation temperatures and strain rate of 0.01 s^{-1}

850 °C		900 °C		950 °C		1000 °C		1050 °C	
Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain
144.150	0.000	95.246	0.000	48.290	0.000	23.950	0.000	12.240	0.000
130.000	0.210	88.768	0.115	51.120	0.065	24.339	0.083	11.160	0.054
125.440	0.285	86.183	0.213	50.871	0.158	25.188	0.149	10.221	0.122
116.650	0.413	82.435	0.344	48.148	0.219	23.294	0.251	8.384	0.260
111.220	0.493	81.134	0.455	44.792	0.364	22.253	0.353	7.517	0.380
105.100	0.578	80.568	0.523	43.861	1.000	19.833	0.449	6.765	0.477
104.300	0.580	81.468	0.580	42.201	0.562	18.420	0.563	6.225	0.553
101.090	0.591	80.327	0.594	41.128	0.580	19.189	0.580	6.065	0.580
100.930	0.600	81.690	0.600	42.452	0.600	18.074	0.600	5.929	0.600

表 2 应变速率为 0.1 s^{-1} 时 Ti-1100 合金试样在不同变形温度下的应力-应变参数Table 2 Stress-strain parameters of Ti-1100 alloy specimens at different deformation temperatures and strain rate of 0.1 s^{-1}

850 °C		900 °C		950 °C		1000 °C		1050 °C	
Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain
223.200	0.000	179.400	0.000	102.300	0.000	49.059	0.000	20.050	0.000
227.930	0.036	169.450	0.061	98.720	0.057	53.304	0.051	21.508	0.034
208.690	0.119	161.090	0.118	87.000	0.117	52.592	0.115	20.772	0.072
197.510	0.199	154.350	0.199	83.730	0.186	53.823	0.202	20.581	0.127
199.380	0.260	159.350	0.251	85.040	0.225	53.941	0.240	19.458	0.198
193.940	0.299	158.010	0.303	83.990	0.273	52.941	0.352	19.892	0.233
188.100	0.354	153.830	0.393	82.150	0.355	57.384	0.446	17.709	0.344
194.520	0.457	150.030	0.480	80.760	0.447	60.571	0.531	17.598	0.430
185.500	0.534	148.690	0.541	80.180	0.498	62.914	0.571	18.226	0.542

表 3 应变速率为 1 s^{-1} 时 Ti-1100 合金试样在不同变形温度下的应力-应变参数Table 3 Stress-strain parameters of Ti-1100 alloy specimens at different deformation temperatures and strain rate of 1 s^{-1}

850 °C		900 °C		950 °C		1000 °C		1050 °C	
Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain	Stress/MPa	Strain
339.020	0.000	303.530	0.000	231.560	0.000	118.780	0.000	32.388	0.000
345.950	0.075	294.140	0.064	206.010	0.060	97.910	0.081	31.943	0.048
317.440	0.177	279.930	0.168	198.820	0.123	99.330	0.153	34.211	0.107
285.730	0.232	272.930	0.244	190.920	0.197	98.900	0.227	35.186	0.193
243.440	0.296	253.900	0.343	187.240	0.282	103.470	0.310	37.574	0.277
201.690	0.358	251.260	0.402	185.560	0.402	110.070	0.385	46.095	0.402
174.760	0.428	236.510	0.459	182.780	0.499	114.080	0.463	54.353	0.493
157.080	0.507	219.750	0.516	181.240	0.546	116.870	0.517	62.332	0.558
127.400	0.539	219.110	0.585	180.020	0.593	117.730	0.578	65.828	0.587

较低,会导致试样内部的局部温度升高,易产生局部流动和不均匀变形等^[14-15]。在 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 条件下热压缩后, Ti-1100 合金试样内部的温度场如图 3 所示。从图 3 可以看出,试样中心区域温度最高,并且出现温度分布不均匀的现象。这是因为在高应变速率下转化的热能更多,短时间内热量聚集在试样中心部位所导致的。

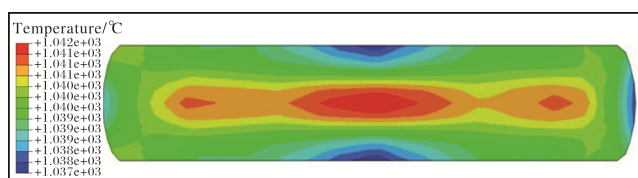


图 3 Ti-1100 合金试样在 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$ 条件下的温度场分布

Fig.3 Temperature field distribution of Ti-1100 alloy specimen at $1000\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ s}^{-1}$

图 4a 为不同变形条件下 Ti-1100 合金试样不同区域的温度分布。在高应变速率条件下 ($\geq 1\text{ s}^{-1}$), 试样中心区域的温度明显高于其他区域; 低应变速率条件下, 试样中心区域与其他部位的温度无明显差别。为了便于描述试样内部的温度变化, 定义温升 $\Delta T = \text{试样中心温度峰值} - \text{试样初始温度}$ 。图 4b 为不同变形条件

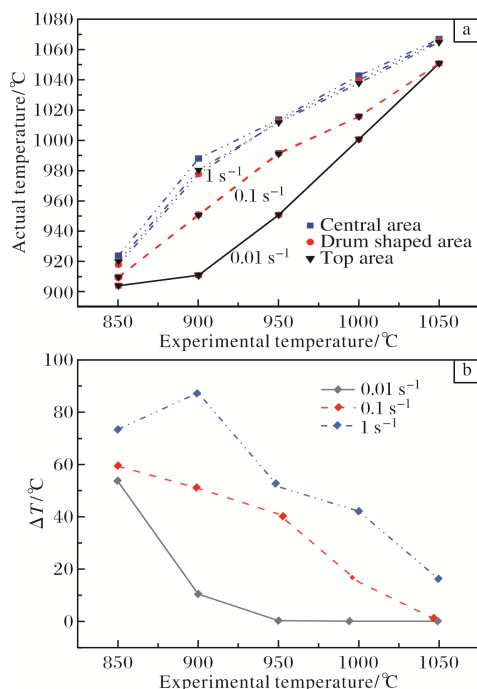


图 4 Ti-1100 合金试样在不同变形条件下的温度分布

Fig.4 Temperature distribution of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions: (a) temperature in different areas; (b) temperature rise (ΔT) at different strain rates

下 Ti-1100 合金试样的温升 ΔT 。由图 4b 可知, 相同变形温度下, 应变速率越高, ΔT 越大。其中, 1 s^{-1} 、 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 ΔT 最大, 为 $87.3\text{ }^{\circ}\text{C}$; 0.01 s^{-1} 、 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时 ΔT 均为 0。Ti-1100 合金试样内部温升 ΔT 随着应变速率的增大而增大, 主要是因为应变速率增大, 会导致更大的能量积累, 从而使温度升高^[10]。当应变速率一定时, 随着温度的升高, Ti-1100 合金试样内部温升 ΔT 总体呈减小趋势, 其主要原因在于: 根据做功原理, 高温条件下材料的变形抗力小, 在相同应变速率和变形量条件下, 使其变形需要的能量变小, 所以外加载荷对 Ti-1100 合金试样做功的总量减小, 故转换为热能的部分减小, 进而导致材料内部温升减小。

通常情况下, 动态再结晶引起的软化有利于热变形, 但局部温度升高引起的软化不利于热变形, 其原因是变形产生的温升易导致局部流动、绝热剪切等不稳定现象, 最终导致材料失效^[10]。随着热压缩温度的降低和应变速率的升高, Ti-1100 合金实际的变形温度会增大 ($\Delta T_{\max} = 87.3\text{ }^{\circ}\text{C}$), 最终导致不稳定变形。在低温高应变速率条件下, 温度对压缩变形的影响占据主导地位。根据先前实验的应力-应变曲线^[12,23], Ti-1100 合金在低温 ($\leq 950\text{ }^{\circ}\text{C}$) 和高应变速率 (1 s^{-1}) 下的流变应力曲线表现出软化特征, 说明该条件下的动态软化特征主要是由温升引起的, 而温升引起的软化不利于变形, 需要尽量避免在此条件进行热加工。而当应变速率为 0.01 s^{-1} 时, 所有温度条件下的流变应力都表现出软化响应, 说明此时的软化是以动态再结晶等软化机制为主导的。

2.1.2 热压缩过程的应变分布

图 5 为不同变形条件下 Ti-1100 合金试样的等效应变分布图, 图 6 为 Ti-1100 合金试样不同区域的最大应变随变形温度的变化曲线。从图 5 和图 6 可以看出, 试样中心区域的应变最大, 在 $0.9 \sim 1.15$ 之间。在高应变速率条件下, 试样中心区域应变呈不均匀分布, 这是因为中心区域的材料受压缩作用不断向两边延伸, 由于变形时间较短导致不均匀变形。在低应变速率下, 试样中心区域变形相对均匀; 鼓形区域的应变相对较小, 在 $0.6 \sim 0.9$ 之间, 应变分布均匀; 顶部区域的应变最小, 在 $0.6 \sim 0.8$ 之间, 变形程度最小。

图 7 为不同变形条件下 Ti-1100 合金试样中心水平路径的等效应变分布图。从图 7 可以看出, 试样鼓形区域与中心部位的变形程度有明显区别, 中心区域不均匀变形现象十分明显, 整体呈“M”型分布。不均匀变形对温度和应变速率十分敏感, 在低温高应变速率下, 试样内部的“M”趋势更明显, 说明内部的不均匀变形程度较大。随着温度的升高及应变速率

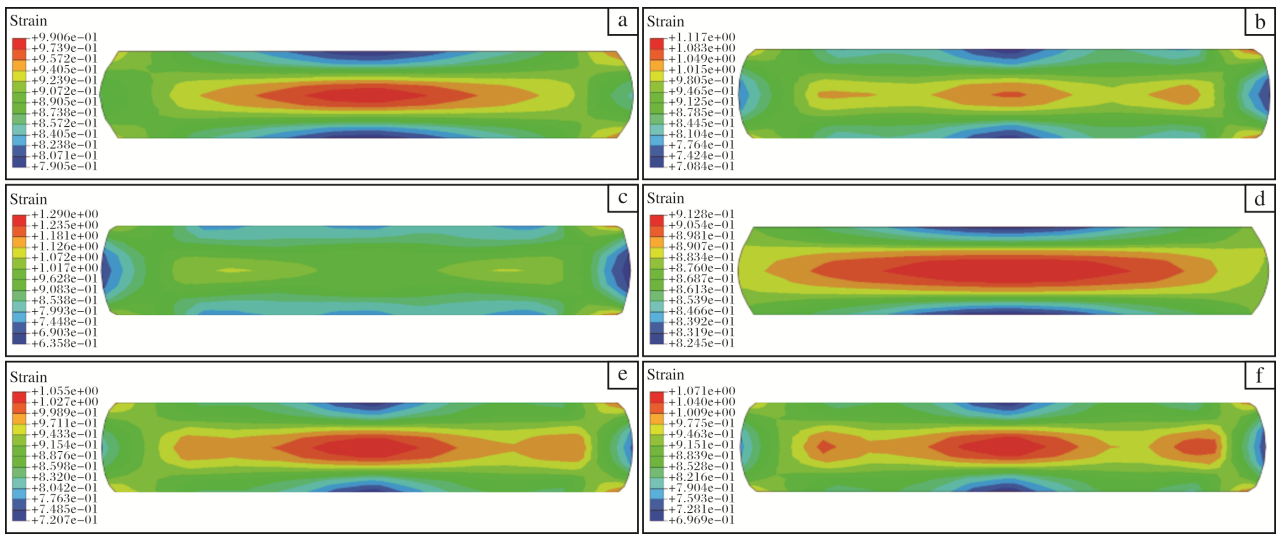


图 5 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样的应变分布图

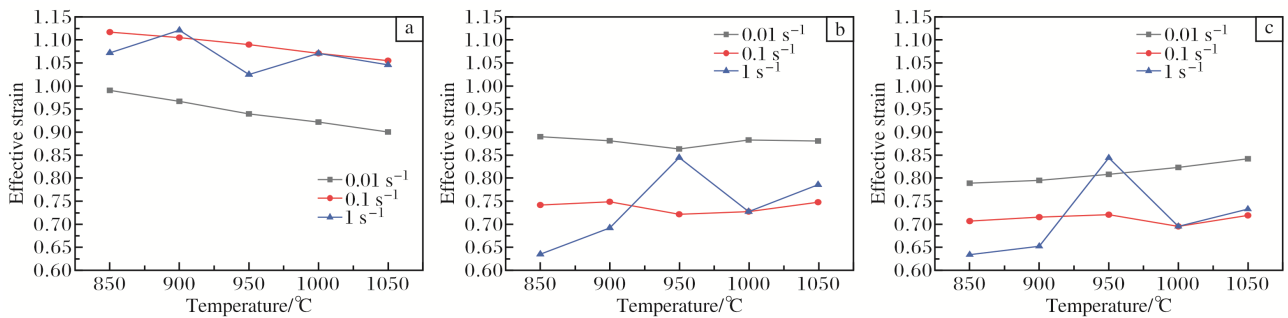
Fig.5 Strain distribution maps of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions: (a) 850 °C/0.01 s⁻¹; (b) 850 °C/0.1 s⁻¹; (c) 850 °C/1 s⁻¹; (d) 1000 °C/0.01 s⁻¹; (e) 1000 °C/0.1 s⁻¹; (f) 1000 °C/1 s⁻¹

图 6 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样不同区域的最大等效应变

Fig.6 Maximum equivalent strain in different areas of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions: (a) central area; (b) drum shaped area; (c) top area

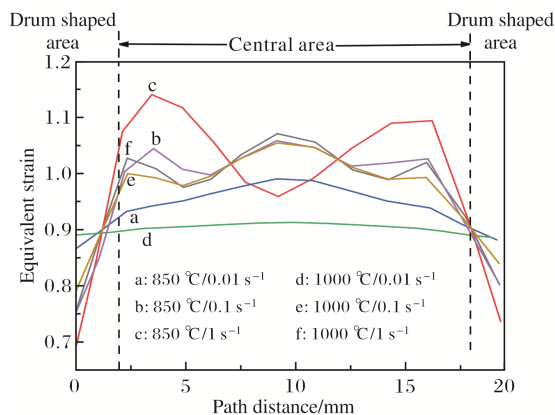


图 7 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样中心水平路径的应变分布图

Fig.7 Strain distribution map of the central horizontal path of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions

的降低，“M”趋势逐渐趋于平缓，并且变形量也逐渐降低，内部变形逐渐均匀。以上分析表明在低温高应变速率条件下更容易发生不均匀变形。

2.1.3 热压缩过程的应力分布

仿真模拟基于第四强度理论^[16]对最大主应力进行计算，用于分析合金内部的受力情况。图 8 为 Ti-1100 合金试样的应力分布图（拉应力为正值，压应力为负值）。与温度场和应变场不同，中心和顶部区域所受到的压应力作用区别不明显，所以简化为整体分析。从图 8 可以看出，中心区域受到较大压应力的作用，并且接近鼓形区域时压应力逐渐减小。鼓形区域因膨胀受到轴向拉应力作用，在较大的拉应力作用下，可能导致鼓形区域出现沿热压缩方向的裂纹等缺陷^[10,24]。图 9 为 Ti-1100 合金中心区域最大压应力和鼓形区域最大拉应力随温度的变化曲线。从图 9 可以

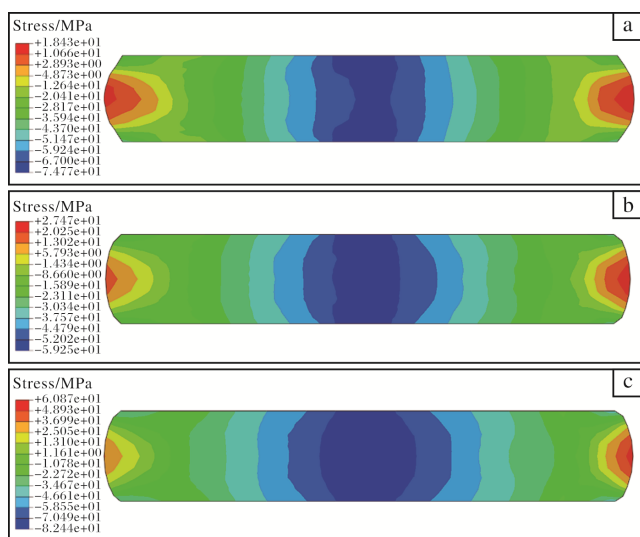


图 8 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样的应力分布图

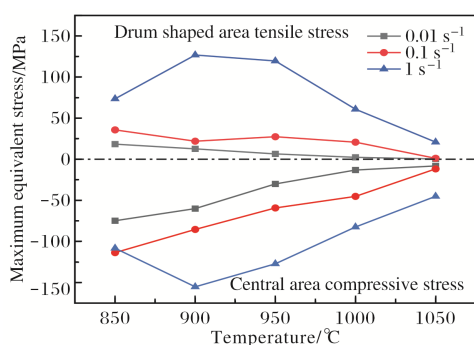
 Fig.8 Stress distribution maps of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions: (a) 850 °C/0.01 s⁻¹; (b) 950 °C/0.1 s⁻¹; (c) 1000 °C/1 s⁻¹


图 9 Ti-1100 合金试样不同区域最大应力随温度的变化曲线

Fig.9 Variation curves of maximum stress in different areas of Ti-1100 alloy specimens with temperature

看出, 高温低应变速率时应力值最低, 这是因为低应变速率和较高变形温度会导致较长的能量积累时间和较大的动态软化力, 从而导致峰值应力的降低^[20]。在 900 °C/1 s⁻¹ 条件下压应力和拉应力均为最大值, 说明该条件下试样内部变形剧烈, 发生加工缺陷的可能性最大。

图 10 为不同变形条件下 Ti-1100 合金试样中心水平路径的应力分布图。从图 10 可以明显看出与应变场相似的不均匀变形现象, 应力整体呈“V”型不均匀分布。试样中心区域和鼓形区域因受力不同区别明显, 中心区域应力值最大, 可达 120 MPa, 靠近鼓形区域时应力值不断减小。这种应力不均匀分布对温度和应变速率十分敏感, 随着温度的升高和应变速率的减小, “V”型趋势减弱, 应力峰值逐渐减小, 合金内部应

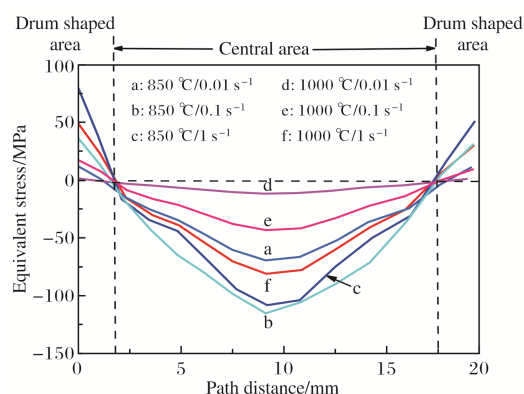


图 10 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样中心水平路径的应力分布图

Fig.10 Stress distribution map of the center horizontal path of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions

力趋于稳定。在低温和高应变速率条件下, “V”型陡峭趋势较大, 中心与鼓形区域的应力差值也更大, 内部变形更加剧烈, 说明在低温高应变速率条件下不适宜进行加工。

2.2 微观组织

图 11 为 Ti-1100 合金试样在不同变形条件下的显微组织。在低温高应变速率条件下, 鼓形区域以细长的层状 α 晶粒为主, 与压缩方向呈一定的倾斜角度, 如图 11a₁、b₁ 所示。根据有限元应力场分布, 鼓形区域受到较大的轴向拉应力作用, 导致 α 晶粒与压缩方向呈一定的倾斜角度。鼓形区域还出现不稳定的局部塑性流动现象, 结合有限元温度场分布, 这是因为合金在低温高应变速率下压缩时, 温度上升幅度较大, 导致不稳定变形^[21]。在高温低应变速率条件下, 由于实验温度接近相变温度 1019.84 °C^[12], 鼓形区域显微组织以等轴 α 晶和相变生成的 β 相为主, 并且晶粒的方向性逐渐消失, 如图 11c₁ 所示。这是因为等轴晶结构能够阻碍由剪切力引起的滑移, 从而阻碍层状晶粒产生方向性^[24]。合金内部的应力分析结果也表明, 在该条件下鼓形区域受到的拉应力较小, 进一步减弱了晶粒的方向性。

在低温高应变速率和高温低应变速率条件下, 中部区域都以不同取向的层状 α 晶粒结构为主, 层状 α 晶粒边缘出现细小的等轴晶, 如图 11a₂、b₂、c₂ 所示。这是由于热变形时断裂的层状晶粒再结晶生成了细小的等轴组织, 表明变形过程中发生了动态再结晶。此外, 在所有变形条件下, Ti-1100 合金试样都出现了 α 集束, 这是因为 Ti-1100 合金试样热导率低, 变形产生的热量无法快速传播, 使局部过热形成精细的平行阵列结构。

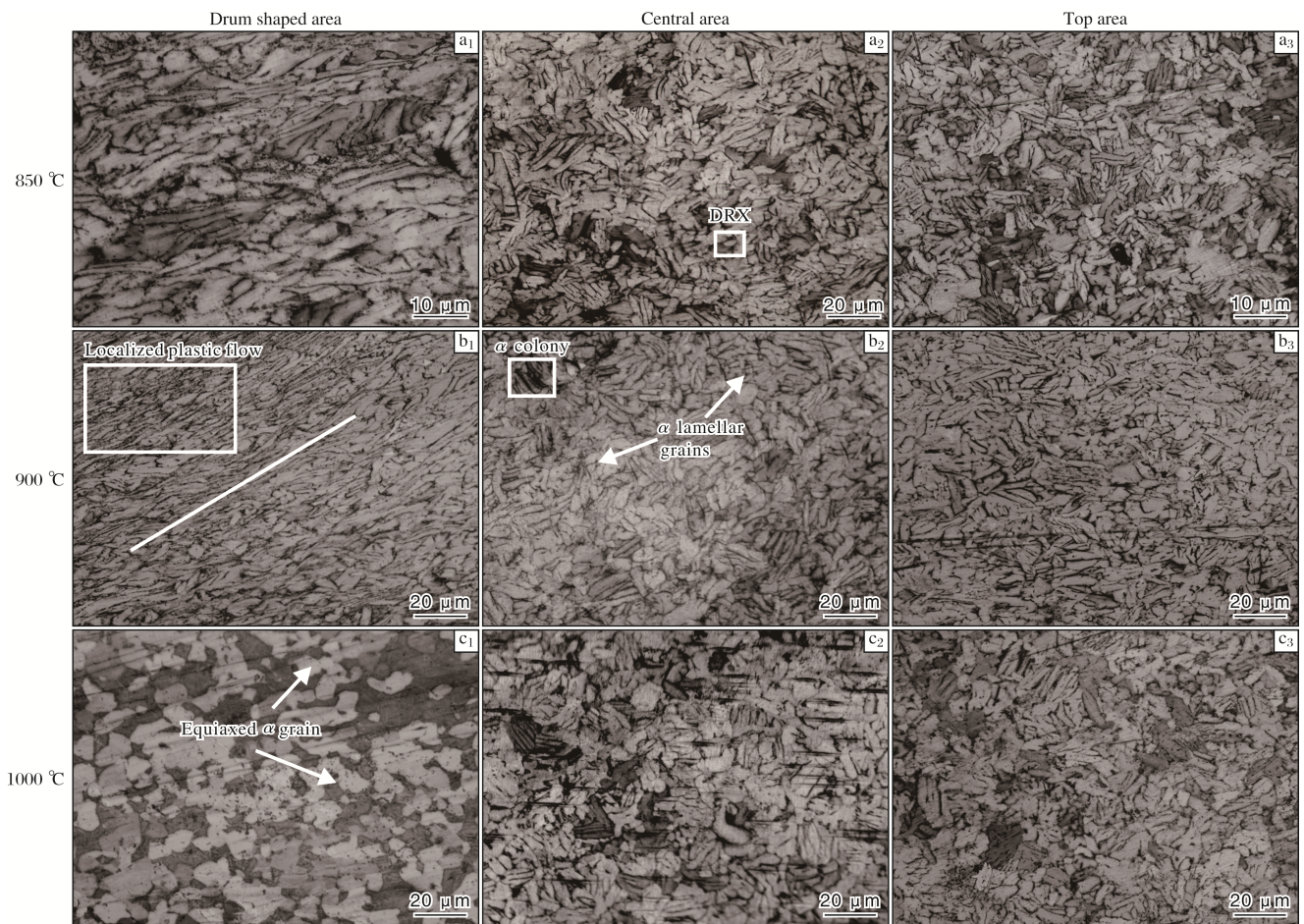


图 11 不同变形条件下 Ti-1100 合金试样的显微组织

Fig.11 Microstructures of Ti-1100 alloy specimens under different deformation conditions:

(a₁~a₃) 850 °C/1 s⁻¹; (b₁~b₃) 900 °C/1 s⁻¹; (c₁~c₃) 1000 °C/0.01 s⁻¹

顶部区域的微观组织与中心区域十分相似,以不同取向的层状 α 晶粒结构为主,层状 α 晶粒边缘发生动态再结晶生成细小的等轴 α 晶,见图 11a₃、b₃、c₃。根据有限元分析结果,在热压缩过程中顶部区域和中心区域受到相同的轴向压应力作用,同时内部不同区域的温升差距较小,使顶部区域与中心区域有着相似的微观结构。

3 结 论

(1) 对利用氢化钛粉制备的 Ti-1100 合金的热模拟压缩试验进行有限元分析,其温度场分布表明,中心区域的温度相对较高,在低温高应变速率条件下,合金内部的温升最大($\Delta T_{\max}=87.3$ °C),其动态软化特征主要是由温升导致的;在高温低应变速率条件下,合金内部的温升较小($\Delta T=0$ °C)。

(2) 应变场分布表明,中心区域变形程度最大,鼓形区域变形程度相对较小,顶部区域变形程度最小,在合金内部应变呈“M”型不稳定分布,在低温高应变速率条件下,“M”型趋势更明显,内部的

不均匀变形程度较大,在高温低应变速率条件下,“M”趋势逐渐趋于平缓,应变量也逐渐降低,内部变形逐渐均匀。Ti-1100 合金在低温高应变速率条件下更容易发生不均匀变形,不利于加工变形;在高温低应变速率条件下变形均匀,适宜进行加工。

(3) 应力场分布表明,中心区域受较大压应力的作用,鼓形区域受拉应力作用,应力峰值随着温度的升高、应变速率的降低而减小,合金内部应力呈“V”型不均匀分布。在低温高应变速率时“V”型趋势更明显,中心区域与鼓形区域的应力差值也越大,内部变形更加剧烈;在高温低应变速率时“V”型趋势减弱,应力峰值逐渐减小,合金内部趋于稳定。

(4) 在低温高应变速率条件下,鼓形区域出现与压缩方向呈一定角度的细长层状 α 晶粒,并有局部塑性流动现象出现;在高温低应变速率条件下,鼓形区域以等轴 α 晶+ β 转变组织为主。在所有变形条件下,中心区域都以层状 α 晶粒为主,并且发生了动态再结晶;顶部区域的微观组织与中心区域相似。

参考文献 References

- [1] Williams J C, Starke Jr E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(19): 5775-5799.
- [2] Fang Z Z, Sun P, Wang H T. Hydrogen sintering of titanium to produce high density fine grain titanium alloys[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2012, 14(6): 383-387.
- [3] Zhang H R, Niu H Z, Zang M C, et al. Microstructures and mechanical behavior of a near α titanium alloy prepared by TiH_2 -based powder metallurgy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 770: 138570.
- [4] Fang Z Z, Paramore J D, Sun P, et al. Powder metallurgy of titanium-past, present, and future[J]. *International Materials Reviews*, 2018, 63(7): 407-459.
- [5] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Heidelberg: Springer Berlin, 2007: 383-415.
- [6] Zhang H R, Niu H Z, Liu S, et al. Significantly enhanced tensile ductility and its origin of a $\langle 0001 \rangle$ micro-textured extrusion bar of a powder metallurgy near alpha titanium alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2022, 213: 114633.
- [7] Azevedo C R F, Rodrigues D, Neto F B. Ti-Al-V powder metallurgy (PM) via the hydrogenation-dehydrogenation (HDH) process[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2003, 353(1/2): 217-227.
- [8] Ivasishin O M, Savvakina D G. The impact of diffusion on synthesis of high-strength titanium alloys from elemental powder blends[J]. *Key Engineering Materials*, 2010, 436: 113-121.
- [9] 杨川, 刘小涛, 司家勇, 等. 粉末冶金高温合金 FGH96 的热加工图及热压缩变形过程的开裂行为[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(10): 2707-2719.
- [10] Wang J, Wang K L, Lu S Q, et al. Softening mechanism and process parameters optimization of Ti-4.2Al-0.005B titanium alloy during hot deformation[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 17: 1842-1851.
- [11] Xiao H, Fan X G, Zhan M, et al. Flow stress correction for hot compression of titanium alloys considering temperature gradient induced heterogeneous deformation[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 288: 116868.
- [12] Piao R X, Zhu W J, Ma L, et al. Characterization of hot deformation of near alpha titanium alloy prepared by TiH_2 -based powder metallurgy[J]. *Materials*, 2022, 15(17): 5932.
- [13] 朴荣勋, 朱文进, 吕顺顺. 氢化钛粉末冶金制备的近 α 型 Ti-1100 合金的高温压缩性能[J]. *钢铁钒钛*, 2021, 42(6): 72-77.
- [14] Wang X, Li H, Chandrasekhara K, et al. Inverse finite element modeling of the barreling effect on experimental stress-strain curve for high temperature steel compression test[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 243: 465-473.
- [15] Wang H, Qin G L, Li C A. A modified Arrhenius constitutive model of 2219-O aluminum alloy based on hot compression with simulation verification[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 3302-3320.
- [16] 丁源. ABAQUS 2020 中文版有限元分析从入门到精通[M]. 北京: 清华大学出版社, 2021.
- [17] 刘新芹, 王富耻, 王琳, 等. 钢中绝热剪切带的动态损伤演化[J]. *兵器材料科学与工程*, 2004, 27(3): 17-21.
- [18] 朱钰玲. 氢化钛粉末冶金法制备高温钛合金基础研究[D]. 成都: 西华大学, 2020.
- [19] Yang S, Li H, Luo Y G, et al. Prediction model for flow stress during isothermal compression in $\alpha + \beta$ phase field of TC4 alloy[J]. *Rare Metals*, 2018, 37(5): 369-375.
- [20] Zhao Q Y, Yang F, Torrens R, et al. Comparison of the cracking behavior of powder metallurgy and ingot metallurgy Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr alloys during hot deformation[J]. *Materials & Design*, 2019, 169: 107682.
- [21] Wang L, Li W, Jin P P, et al. Revealing hot deformation behavior and optimizing process parameters of as-cast Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 23: 3602-3616.
- [22] Yang J L, Wang G F, Jiao X Y, et al. Hot deformation behavior and microstructural evolution of Ti-22Al-25Nb-1.0B alloy prepared by elemental powder metallurgy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 695: 1038-1044.
- [23] Qiao L, Ramanujan R V, Zhu J C. Optimized hot working parameters of Fe2.5Ni2.5CrAl multi-principal element alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 925: 166594.
- [24] Zhang R, Wang D J, Liu S Q, et al. Effect of microstructures on hot compression behavior of a Ti-43Al-2Si alloy fabricated by cold crucible continuous casting[J]. *Materials Characterization*, 2018, 144: 424-430.
- [25] Qiu Q, Wang K L, Li X, et al. Hot deformation behavior and processing parameters optimization of SP700 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15: 3078-3087.
- [26] Ma L X, Wan M, Li W D, et al. Superplastic deformation mechanical behavior and constitutive modelling of a near α titanium alloy TNW700 sheet[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 817: 141419.
- [27] Narayana Murthy S V S, Nageswara Rao B, Kashyap B P. Instability criteria for hot deformation of materials[J]. *International Materials Reviews*, 2000, 45(1): 15-26.
- [28] 邹武装, 郭晓光, 谢湘云, 等. 钛手册[M]. 北京: 化学工业出版社, 2012.