

# Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金热加工性能研究

褚楚<sup>1,2,3</sup>, 徐严谨<sup>1,2,3</sup>, 侯红亮<sup>1,2,3</sup>, 骆良顺<sup>4</sup>, 苏彦庆<sup>4</sup>, 郭景杰<sup>4</sup>, 傅恒志<sup>4</sup>

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

(2. 塑性成形技术航空科技重点实验室, 北京 100024)

(3. 数字化塑性成形技术及装备北京市重点实验室, 北京 100024)

(4. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘要:** 通过对真空非自耗电弧炉制备的 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe( $x=0, 1, 2, 3, 5, \text{at}\%$ ) 5 种铌硅合金的热变形行为进行探索和研究, 分别绘制了 5 种铌硅合金的热加工图, 并分析了不同变形参数下合金显微组织的变化, 确定了各合金的最佳变形工艺范围, 为后续铌硅合金的设计及热加工研究提供了理论依据。合金耗散效率因子  $\eta$  的最大值出现在低应变速率及高温区域; 最小值则出现在低温和高应变速率区域。不同 Fe 含量合金的热加工图中均存在失稳变形区, 主要分布区域与低耗散效率因子区重合, 同时, 失稳区晶粒明显拉长, 晶界出现弯曲曲折现象, 晶粒大小分布不均匀, 发生了局部塑性流动。稳定变形区存在链状的动态再结晶组织, 细小的再结晶晶粒沿晶界分布, 随着变形温度的升高和应变速率的降低, 动态再结晶晶粒的尺寸增大。

**关键词:** 功率耗散图; 变形失稳图; 变形稳定区

**中图分类号:** TG146.4<sup>+</sup>16

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)05-1481-07

随着航空事业的迅猛发展, 新一代作战飞机将具有短距起降、高马赫数超音速巡航等特点, 而高推重比航空发动机在其中起到了决定性的作用。资料显示, 新一代高推重比发动机即使在超气冷技术和热障涂层的保护下, 其热端结构部件材料的承温能力也必须达到 1200~1400 °C, 而镍基高温合金等针对更高的工作温度难以有所发展, 必须寻求其他在此高温下仍具有良好综合性能的材料<sup>[1-5]</sup>。研究表明, 在高温下铌硅基复合材料仍具有优异的综合性能, 它具有密度低, 承温能力高(1200~1400 °C), 室温断裂韧性较好(约 20 MPa·m<sup>1/2</sup>), 高温强度高(在 1200 °C 时  $\sigma_b > 370 \text{ MPa}$ )等优点。但由于铌硅合金的高熔点(1800 °C 左右)和高化学活性, 如何实现合金的组织控制和性能优化, 成为困扰有关研究人员的难点问题<sup>[6]</sup>。

通过对真空非自耗电弧炉熔炼的 5 种不同 Fe 含量 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe( $x=0, 1, 2, 3, 5$ )合金热变形行为的研究, 对材料的热加工性能将有初步的认识。为了突破铌硅合金热加工困难的瓶颈, 本研究分别绘制了 5 种铌硅合金的热加工图, 通过对比 5 种不同 Fe 含量合金的热加工图, 对铌硅合金的热加工性能进行了解, 不仅可以避免选择材料热变形的流变失稳区

所对应的工艺参数进行热加工, 同时还能够根据稳定变形区内的最大功率耗散系数所对应的变形参数配合显微组织的观察来确定材料的最佳热变形工艺范围<sup>[7-9]</sup>。这种方法将为后续铌硅基复合材料的设计及热加工研究提供理论依据, 对实际的生产加工也具有一定的指导意义。

## 1 实验

所用原材料采用高纯度 Nb 屑, Si 块, 海绵 Ti, Cr 片, Al 块, Hf 屑及 Fe 屑, 通过真空感应电弧熔炼制成 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe( $x=0, 1, 2, 3, 5$ )纽扣锭。采用线切割方式从纽扣锭中间区域取得尺寸为  $\Phi 6 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$  的圆柱形压缩试样, 试样表面通过机械研磨光滑, 为避免试样高温氧化, 在试样的表面使用硅化物涂层涂覆。使用 Gleeble-1500 热模拟机对试样进行高温压缩实验, 试样以 20 °C/s 的升温速率分别加热至 1100, 1150 和 1200 °C, 保温 30 s, 以消除试样内部的温度梯度。然后分别以 0.1, 0.01 和 0.005 s<sup>-1</sup> 的应变速率进行压缩, 加载方向平行于纽扣锭的纵向。达到设定变形量 50% 后压缩完成, 取出试样后快速水冷至室温。

收稿日期: 2018-05-10

基金项目: 国家自然科学基金(51405458)

作者简介: 褚楚, 女, 1991 年生, 硕士, 中国航空制造技术研究院, 北京 100024, E-mail: hit100810107@163.com

将经过高温压缩后的试样经镶嵌、研磨和抛光后制成金相试样。采用体积配比为无水乙醇：70% $\text{HNO}_3$ :40% $\text{HF}$ =4:2:1 的腐蚀液将试样腐蚀 2 min 左右，用乙醇清洗干净，吹干。使用 Olympus BX41M 型光学显微镜及场发射扫描电镜 SEM (Zeiss Supra-55) 观察不同成分及不同参数对应试样的显微组织变化。

## 2 结果与讨论

### 2.1 真应力-应变曲线分析

不同 Fe 含量的试样在相同变形条件下的真应力-应变曲线如图 1 所示。合金在高温下的压缩变形真应力-应变曲线显示，变形前期曲线的形状基本相似，大部分试样在压缩过程中，应力都是先随应变不断增大，直至达到峰值后又随应变下降，最后达到稳定态。同时，Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金在温度为 1100~1200  $^{\circ}\text{C}$ ，应变速率在 0.005~0.1  $\text{s}^{-1}$  范围内，随

着实验温度的升高及应变速率的降低，合金的应力峰值逐渐降低，达到应力峰值时发生的应变也越小。

根据压缩真应力-应变曲线可以得到合金的高温压缩稳态应力，如表 1 所示，为绘制铌硅合金热加工图，系统研究合金热加工性能提供依据。

### 2.2 热加工图理论基础

根据 DMM 模型<sup>[10]</sup>中的耗散结构理论，材料在热变形过程中单位时间所耗散的总能量  $P$  可分为两部分，分别为功率耗散量  $G$  和耗散协量  $J$ 。根据能量守恒定律，系统能量关系可表示为：

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (1)$$

材料的应变速率敏感指数：

$$m = \partial J / \partial G = \dot{\epsilon} \partial \sigma / \sigma \partial \dot{\epsilon} = \partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon} \quad (2)$$

当材料处于理想线性耗散状态，应变速率敏感指数取 1，功率耗散值  $J$  取得最大值。材料变形过程中微观组

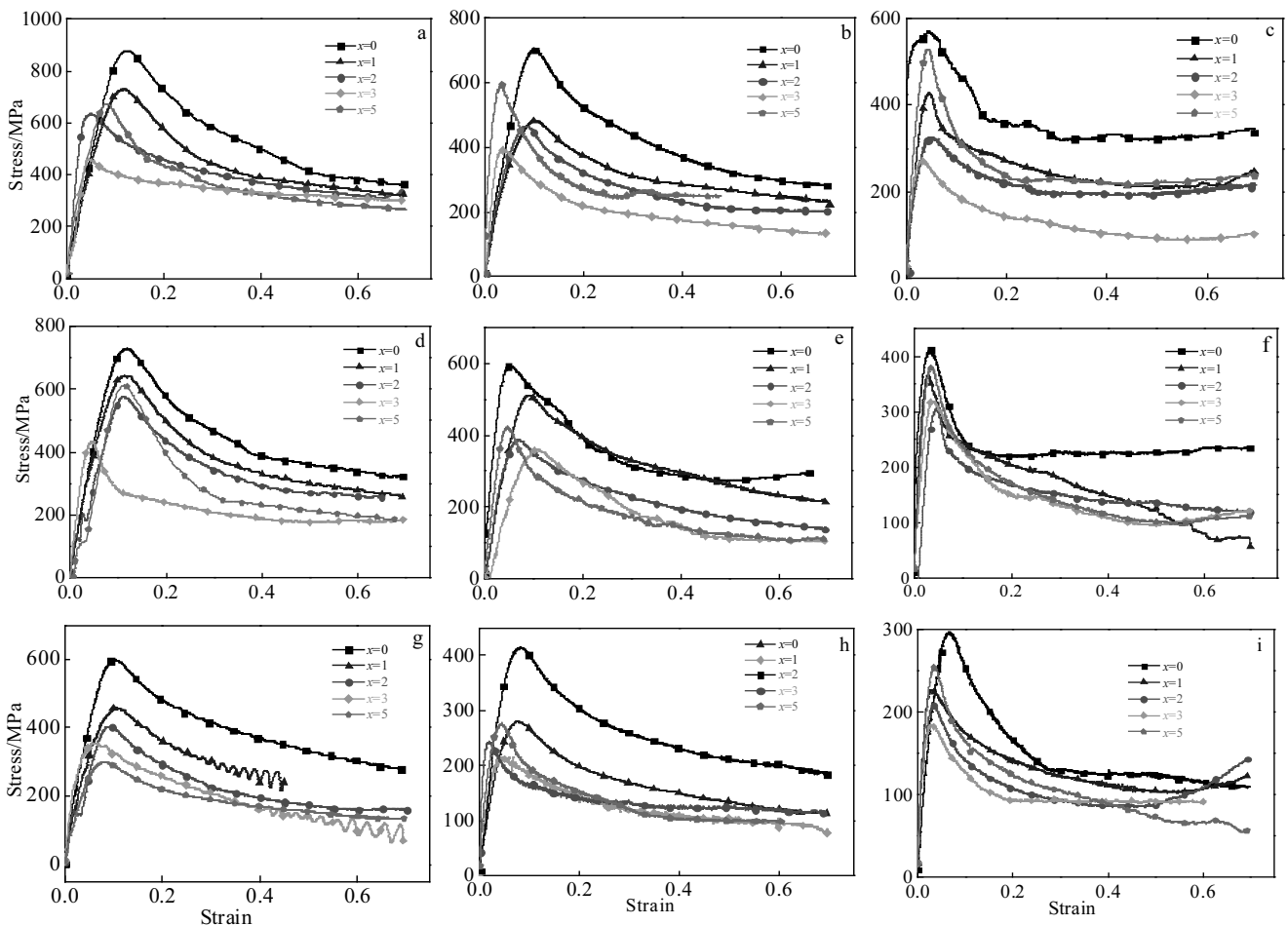


图 1 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 试样在 1100~1200  $^{\circ}\text{C}$ ，0.005~0.1  $\text{s}^{-1}$  范围内的应力-应变曲线

Fig.1 True stress-strain curves of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe samples at temperature of 1100~1200  $^{\circ}\text{C}$ , strain of 0.005~0.1  $\text{s}^{-1}$ : (a) 1100  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (b) 1100  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (c) 1100  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$ ; (d) 1150  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (e) 1150  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (f) 1150  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$ ; (g) 1200  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$ ; (h) 1200  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ s}^{-1}$ ; (i) 1200  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 0.005 \text{ s}^{-1}$

表1 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金高温压缩下稳态应力

Table 1 Summary of the steady stress  $\sigma_{\max}$  of the Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys at elevated temperatures (MPa)

$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$x=0$	$x=1$	$x=2$	$x=3$	$x=5$
1100	0.1	363	320	311	175	268
	0.01	280	232	200	162	244
	0.005	330	214	183	103	240
1150	0.1	321	210	253	167	185
	0.01	294	217	138	105	109
	0.005	229	78	117	100	110
1200	0.1	277	241	145	90	132
	0.01	183	120	114	85	97
	0.005	119	123	143	120	62

织变化所消耗的能量与理想线性耗散能量的比例关系即为耗散效率因子,  $\eta$  表示为:

$$\eta = J/J_{\max} = 2[1 - (1/\sigma\dot{\epsilon}) \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon}] = 2m/(m+1) \quad (3)$$

计算出功率耗散效率因子后, 在变形温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  的二维平面中即可绘制材料的功率耗散图。其中  $\eta$  值越大, 表明材料在热压缩过程中的组织转变越充分, 材料的可加工性能越好。根据功率耗散图中不同区域  $\eta$  值的大小, 结合试样的微观组织观察, 能够得到功率耗散图所对应的变形参数下的变形机制。

为了避免和预测材料塑性变形的流变失稳和变形缺陷现象的发生, 需要对是否失稳提出判定。本研究采用 Prasad 等根据 Ziegler 提出的不可逆热力学的极大值原理失稳判定准则<sup>[11]</sup>作为塑性失稳判断准则对 5 种不同 Fe 含量铌硅合金的流变失稳进行研究。

可得材料流变失稳准则为:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln(\frac{m}{m+1})}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (4)$$

根据式(4)的流变失稳准则, 求得功率耗散效率因子  $\xi$ , 在变形温度  $T$  和应变速率  $\dot{\epsilon}$  的二维平面中即可绘制材料的流变失稳图, 可以确定不稳定变形区所对应的变形温度及应变速率, 对材料的热塑性加工提供参考。

### 2.3 绘制热加工图

根据牛顿差值多项式, 利用origin软件对  $\ln \dot{\epsilon}$  进行三元线性回归拟合, 可以分别计算出在不同变形温度和应变速率下的应力敏感指数  $m$ , 再根据公式(3)中应

力敏感指数  $m$  与功率耗散效率因子  $\eta$  的关系, 可以进一步计算出不同变形温度和应变速率下的功率耗散效率因子, 如表2所示。再根据公式(4)计算求得材料的应变速率敏感因子  $\xi(\dot{\epsilon})$ , 如表3所示。

根据表2和表3中的数据, 利用origin软件可分别绘制出 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 的功率耗散图与流变失稳图, 叠加得到材料的热加工图, 如图2所示。

通过图2可以看出, 耗散效率因子  $\eta$  的最大值均出现在低应变速率及高温区域, 约  $0.01 \sim 0.005 \text{ s}^{-1}$ ,  $1150 \sim 1200 \text{ }^\circ\text{C}$  范围内; 最小值则出现在温度较低及高应变速率区域。

### 3 功率耗散效率分析

同时, 图2中可以看出, Fe含量不同的几种铌硅合金的热加工图中均有失稳变形区的存在, 其主要分布于应变速率较高和变形温度较低的区域。表4中列

表2 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金的功率耗散效率因子  $\eta$

Table 2 Power dissipation efficiency factor  $\eta$  of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys

$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$x=0$	$x=1$	$x=2$	$x=3$	$x=5$
1100	0.1	0.2451	0.0826	0.3629	0.149	0.0942
	0.01	0.1897	0.3501	0.3103	0.3913	0.2912
	0.005	0.1561	0.5085	0.2775	0.5619	0.3899
1150	0.1	0.3267	0.205	0.1538	0.2848	0.3892
	0.01	0.3566	0.5633	0.5385	0.3537	0.3972
	0.005	0.5581	0.7155	0.6994	0.3920	0.4019
1200	0.1	0.0609	0.3081	0.1113	0.2490	0.1982
	0.01	0.6565	0.5008	0.553	0.3913	0.551
	0.005	0.8636	0.5957	0.7294	0.5619	0.7019

表3 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金的应变速率敏感因子  $\xi$

Table 3 Strain rate sensitive factor  $\xi$  of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys

$T/^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$x=0$	$x=1$	$x=2$	$x=3$	$x=5$
1100	0.1	0.1462	-0.765	0.2483	-0.2932	-0.3921
	0.01	0.1256	-0.1435	0.319	-0.2505	-0.3514
	0.005	0.114	0.2254	0.361	-0.1742	-0.3271
1150	0.1	0.1953	-0.309	-0.5351	0.0962	0.2365
	0.01	0.217	0.0992	-0.055	0.0814	0.2331
	0.005	0.387	0.3415	0.23	0.0726	0.2311
1200	0.1	-0.0889	0.1821	-0.7692	0.072	-0.3762
	0.01	0.3449	0.334	-0.0998	0.044	0.0044
	0.005	0.6023	0.4242	0.2974	0.0274	0.2304

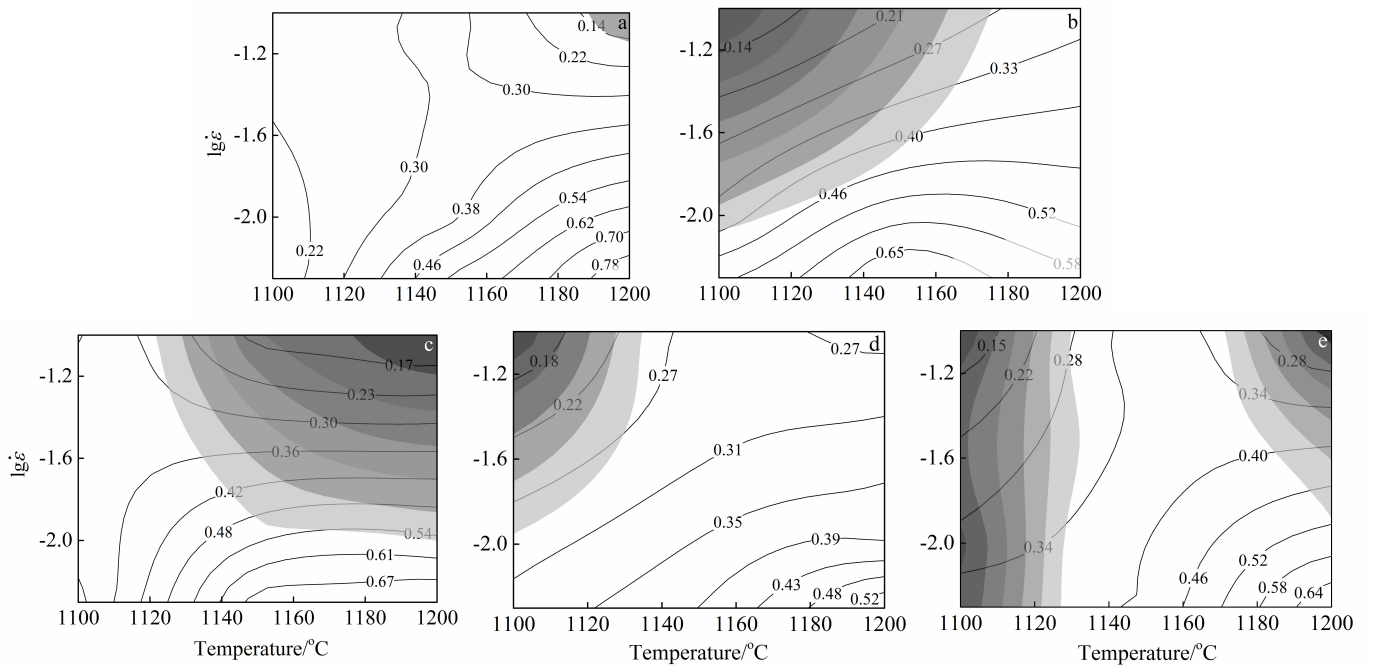


图 2 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金的热加工图

Fig.2 Processing map of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys: (a)  $x=0$ , (b)  $x=1$ , (c)  $x=2$ , (d)  $x=3$ , and (e)  $x=5$

表 4 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金的功率耗散效率分析表

Table 4 Power dissipation efficiency of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys

$x$	Zone	$\dot{\epsilon} / s^{-1}$	$T / ^\circ C$	Dissipation factor
0	Peak zone	0.005~0.01	1130~1200	0.78
	Trough I	0.005~0.1	1100~1130	0.22
	Trough II	0.063~0.1	1150~1200	0.14
	Unstable region	0.06~0.1	1190~1200	
	Best zone	0.005~0.025	1160~1200	
1	Peak zone	0.005~0.01	1100~1200	0.65
	Trough	0.01~0.1	1100~1200	0.14
	Unstable region	0.01~0.1	1100~1180	
	Best zone	0.005~0.008	1100~1200	
2	Peak zone	0.005~0.025	1100~1200	0.67
	Trough	0.025~0.1	1100~1200	0.14
	Unstable region	0.01~0.1	1120~1200	
3	Best zone	0.005~0.01	1140~1200	
	Peak zone	0.005~0.025	1120~1200	0.52
	Trough I	0.01~0.1	1100~1150	0.18
	Trough II	0.04~0.1	1180~1200	0.27
5	Unstable region	0.01~0.1	1100~1140	
	Best zone	0.005~0.01	1120~1200	
	Peak zone	0.005~0.025	1150~1200	0.64
	Trough I	0.01~0.1	1100~1140	0.15
	Trough II	0.04~0.1	1160~1200	0.28
5	Unstable region I	0.005~0.1	1100~1130	
	Unstable region II	0.016~0.1	1170~1200	
	Best zone	0.005~0.01	1150~1200	

出了 5 种铌硅合金的峰值区、低谷区及失稳区所对应的工艺参数区间, 为合金的热加工最佳工艺参数提供了参考。

### 4 热加工图的显微组织验证

从热加工图中可以看出, 失稳区往往对应耗散系数较低的区域, 而损伤失稳区通常会出现局部塑性流动、韧性断裂、楔形断裂及绝热剪切带等缺陷。因此, 根据图2, 以Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-5Fe合金为例, 选择功率耗散因子为极小值时所对应的变形工艺参数下的试样显微组织进行观察, 如图3所示。

可以看出图3a中的晶粒被明显拉长, 晶粒大小分布不均匀。由相关资料可知, 当变形方式为单向载荷加载变形时, 试样的晶粒就会发生拉长、压扁等现象, 当晶粒变形到一定程度时, 还会转变为“纤维组织”形貌<sup>[12,13]</sup>。图3b中组织晶界出现弯曲扭折现象, 晶粒大小分布不均匀, 发生了局部塑性流动。研究认为, 局部塑性流动区的形成主要是因为塑性变形温度的增加以及应力的集中。随着热模拟试验过程中压缩变形的不断进行, 局部塑性流动区会慢慢扩大, 甚至可能继续恶化发展成绝热剪切带。但是, 在压缩变形过程中

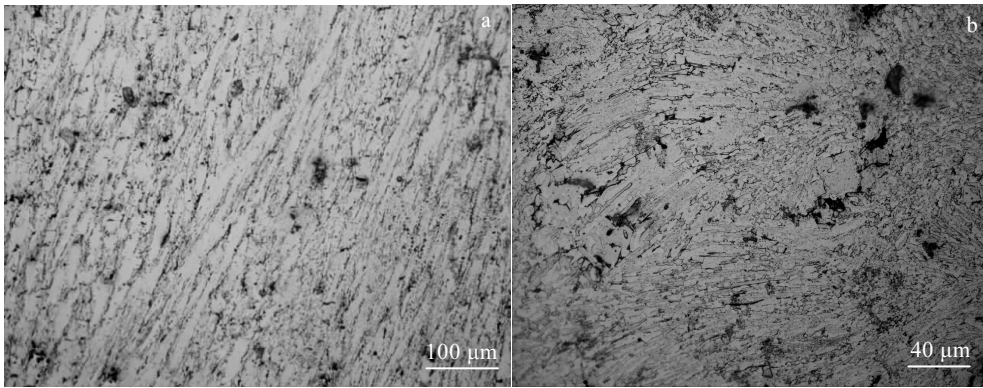


图 3 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-5Fe 失稳区组织

Fig.3 Microstructure of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-5Fe in unstable region: (a) 1100 °C, 0.1 s<sup>-1</sup>; (b) 1100 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>

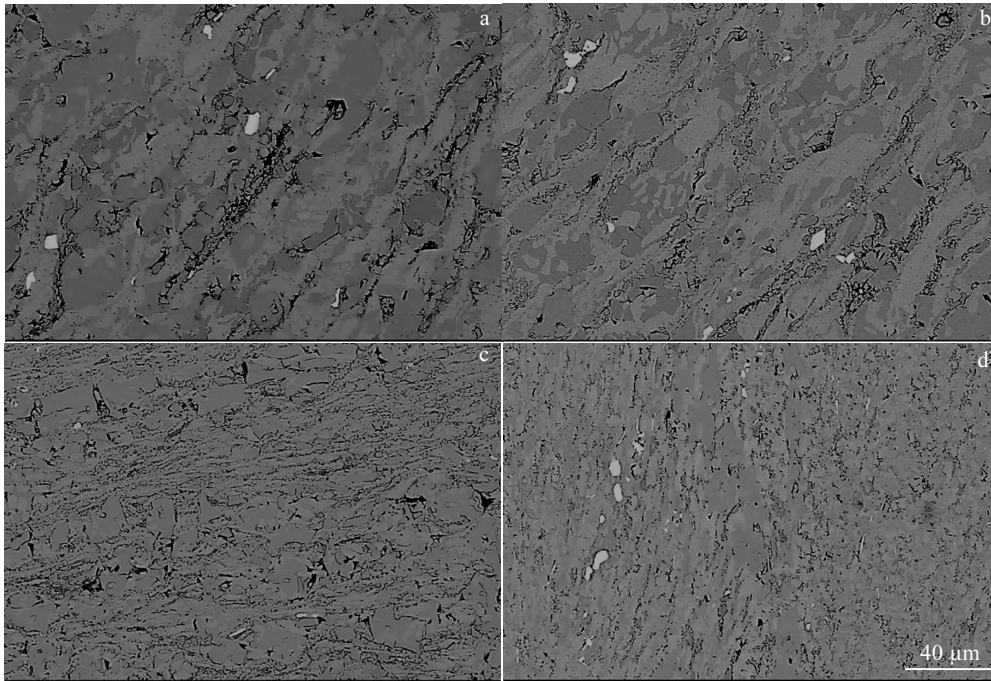


图 4 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe 稳定变形区组织

Fig.4 Microstructure of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe in stable region: (a) 1150 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>, η=0.5385; (b) 1150 °C, 0.005 s<sup>-1</sup>, η=0.553; (c) 1200 °C, 0.01 s<sup>-1</sup>, η=0.699; (d) 1200 °C, 0.005 s<sup>-1</sup>, η=0.729

伴随着动态回复和动态再结晶的进行,能够在一定程度上改善材料的局部塑性流动,所以当流变软化作用增强时,组织中的局部塑性流动区部分会被消除。

由于稳定变形区的组织所对应的耗散效率因子 $\eta$ 值较高,下面以Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe合金为例,研究其稳定变形区所对应的变形参数与组织关系,如图4所示。在图4a中能够发现有细小的链状动态再结晶组织产生,再结晶晶粒沿狭长的初始晶粒晶界集中分布,该变形参数在热加工图中所对应的功率耗散效率因子为53.85%。Sivakesavam和Prasad<sup>[14]</sup>研究得知动态再结晶的过程是界面的形核和长大的过程,在较大的动态再结晶驱动力的作用下,动态再结晶晶粒更易于形核长大,最终得到如图所示的链状动态再结晶晶粒。由图4b可以看出,在更高的变形温度和较低的应变速率条件下,Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe合金动态再结晶晶粒的尺寸有所增加。在温度为1150℃,应变速率为0.005 s<sup>-1</sup>的变形条件下,在晶界处可以观察到更多细小的动态再结晶晶粒,该条件下在热加工图中所对应的功率耗散效率因子为55.3%。而在温度为1200℃时,图中能够观察到密集分布的均匀细小等轴状晶粒,其中应变速率为0.005 s<sup>-1</sup>条件下获得等轴晶粒较应变速率为0.01 s<sup>-1</sup>时更大,如图4d所示,说明晶粒在应变速率较低时有更充分的时间进行长大,其对应的功率耗散效率因子为72.94%。综合来看,由图4a~4d显微组织观察可知,功率耗散效率因子 $\eta$ 的值越大,对应的试样微观组织转变越充分。

变形温度越高,材料的热激活能越大,更容易驱动原子的置换、空位的扩散与位错运动等动态回复的进行;同时变形温度的升高也有利于晶界的迁移,使材料的形核功增加,提高了材料的形核率及再结晶晶粒的生长速度。此外,变形过程中的应变速率越小,产生变形的时间越长,晶粒形核的时间越充分,再结晶增加,同时晶粒长大的时间也更充足,导致再结晶晶粒尺寸较大。另一方面,应变速率的降低,也可以使组织中的位错增殖有所减少。因此,根据不同材料在各自变形稳定区所对应的变形参数下进行热加工,通过动态回复与动态再结晶的流变软化作用和对组织形貌的改变,使材料的热加工性能得到良好的改善。

## 5 结 论

1) 合金耗散效率因子 $\eta$ 的最大值均出现在低应变速率及高温区域,约处于0.01~0.005 s<sup>-1</sup>,1150~1200℃范围内;最小值则出现在低温和高应变

速率区域。不同Fe含量合金的热加工图中均存在失稳变形区,且主要分布于应变速率高和变形温度低的区域,与低耗散效率因子区域重合。

2) 合金失稳区晶粒被明显拉长,组织晶界出现弯曲曲折现象,晶粒大小分布不均匀,发生了局部塑性流动。稳定变形区存在链状的动态再结晶组织,细小的再结晶晶粒沿狭长的初始晶粒晶界集中分布,合金动态再结晶晶粒的尺寸呈增大的趋势。

## 参考文献 References

- [1] Bewlay B P, Jackson M R, Zhao J C *et al.* *Metallurgical and Material Transaction A*[J], 2003, 34A: 2044
- [2] Zhao J C. *MRS Bulletin*[J]. 2003, 28(9): 622
- [3] Zhang Xiaoming(张小明). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2005, 24(2): 3
- [4] Qu Shiyu(曲士昱). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: AVIC Beijing Institute of Aeronautical Materials, 1998
- [5] Miura S, Ohkubo K, Mohri T. *Intermetallics*[J], 2007, 15(5-6): 783
- [6] Gao Limei(高丽梅), Guo Xiping(郭喜平). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2005
- [7] Huang Youlin(黄有林), Wang Jianbo(王建波), Ling Xueshi(凌学士) *et al.* *Materials Review*(材料导报)[J], 2008, 22(S3): 173
- [8] Zeng Weidong(曾卫东), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Jun(周军) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(5): 673
- [9] Bao Ruqiang(鲍如强), Huang Xu(黄旭), Cao Chunxiao(曹春晓) *et al.* *Materials Review*(材料导报)[J], 2004, 18(7): 26
- [10] Prasad Y V, Gegel H L, Doraivelu S M *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1984, 15(10): 1883
- [11] Ma Xiong(马雄), Zeng Weidong(曾卫东), Sun Yu(孙宇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(5): 756
- [12] You Li(尤力), Song Xiping(宋西平). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(11): 1310
- [13] Mu Siguo(慕思国). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2008
- [14] Sivakesavam O, RAO I S, Prasad Y V. *Materials Science & Technology*[J], 1993, 9(9): 805

## Hot Workability of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe Alloys

Chu Chu<sup>1,2,3</sup>, Xu Yanjin<sup>1,2,3</sup>, Hou Hongliang<sup>1,2,3</sup>, Luo Liangshun<sup>4</sup>, Su Yanqing<sup>4</sup>, Guo Jingjie<sup>4</sup>, Fu Hengzhi<sup>4</sup>

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

(2. Aeronautical Key Laboratory for Plastic Technology, Beijing 100024, China)

(3. Beijing Key Laboratory for Plastic Technology and Equipment, Beijing 100024, China)

(4. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** Through the research of hot deformation behavior of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe ( $x=0, 1, 2, 3, 5$ ) alloys, the hot working diagrams of these alloys were made, which would provide a theoretical basis for subsequent design and hot working study of Nb-Si alloys. The maximum dissipative efficiency factor  $\eta$  appears in the region of low strain rate and high temperature; the minimum appears in low temperature and high strain rate region. There are unstable regions in the thermal processing map of the alloys with different Fe contents, mainly distributed in the regions with high strain rate and low temperature, coinciding with the low dissipative efficiency factor regions. The grains in the unstable regions are obviously elongated and the grain boundaries are curved. The grain size is uneven and local plastic flow occurs. The dynamic recrystallization structure exists in the stable deformation zone as well as the fine recrystallized grain is distributed along the grain boundary. With the increase of the deformation temperature and the decrease of the strain rate, the size of the dynamic recrystallization grain increases.

**Key words:** power dissipation diagram; deformation instability diagram; deformation stability zone

---

Corresponding author: Xu Yanjin, Ph. D., AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, E-mail: xuj\_avic@qq.com