

Fe 对 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf 合金组织与高温压缩性能影响研究

褚 楚^{1,2,3}, 徐严谨^{1,2,3}, 韩宝帅^{1,2,3}, 孟宪宇⁴, 骆良顺⁴,
侯红亮^{1,2,3}, 苏彦庆⁴, 郭景杰⁴, 傅恒志⁴

(1. 北京航空制造工程研究所, 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: 采用真空非自耗电弧炉制备了不同 Fe 含量的 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe ($x=0, 1, 2, 3$, 原子分数) 4 种合金。采用 XRD 对合金相结构分析表明, 制备的合金由 Nbss 相, Nb₃Si 相及 Nb₅Si₃ 相组成。微观组织分析发现, 随着 Fe 元素含量的增加, 促进共析反应 Nb₃Si→Nbss+Nb₅Si₃ 的进行, 合金相组成由 Nbss+Nb₃Si 转变为 Nbss+Nb₅Si₃。Nb₃Si 组织由连续变成分散的块状, 体积分数减小, Nbss 相由树枝晶状转变为等轴晶状, 平均晶粒大小约 5 μm, 体积分数有所增加。采用 Gleeble-1500 热模拟机对合金进行高温压缩实验, 发现随着 Fe 元素含量的增加, 压缩温度的升高及应变速率的降低, 合金压缩开裂倾向减小, 应力峰值降低, 变形能力增加。Fe 元素的添加令 Nb-Si 基超高温合金具有更好的高温塑性变形能力, 对改善 Nb-Si 合金的热加工性能具有重要的意义。

关键词: Nb-Si 合金; Nbss; 硅化物; 高温压缩; 力学性能

中图分类号: TG146.4⁺16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0139-07

目前, 新一代高推重比航空发动机高压涡轮进口温度有望达到 1800~2050 °C, 即使在使用超气冷技术和热障涂层的前提下, 高压涡轮叶片材料的承温能力必须达到 1200~1400 °C, 使得一般高温合金难以满足新一代航空发动机更高的工作温度要求, 必须寻求具有更高承温能力和良好综合性能的材料^[1-4]。近年来研究表明, 铌硅基复合材料具有更高的高温强度和抗蠕变性能, 是高推重比航空发动机高压涡轮叶片和导向叶片极具潜力的候选材料^[5-8]。相比于其他材料, Nb-Si 基原位复合材料具有密度低(约 7.59 g/cm³), 室温断裂韧性好(约 20 MPa·m^{1/2}), 高温强度高(在 1200 °C 时 $\sigma_b > 370$ MPa), 高温持久寿命长(在 1100 °C, 105 MPa 拉应力下超过 500 h)等优点^[5]。因此, 铌硅复合材料被认为是最有开发应用前景的下一代超高温结构材料。

由于 Nb-Si 基自生复合材料的高熔点(1800 °C 左右)和高化学活性, 如何获得成分均匀、组织稳定的合金铸锭, 以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^[9]。为了提高合金的高温

强度, 依据 Nb 可以和 Cr、Ti 等形成置换固溶体的特点, 具有较强的强化效果, 对 Nb 进行固溶强化是非常有效的手段。此外, 在室温塑韧性方面, 虽然具有密排六方的 Ti 和 Hf 元素不改变 Nb 的韧脆转变温度, 对塑韧性有益, 但成形困难, 尤其是热加工困难是制约其应用与发展的难点之一^[10-21]。喻吉良等^[22-26]学者研究发现, 在通过粉末冶金制备铌硅复合材料时加入适当 Fe 后, 材料晶界间产生过渡液相, 导致界面承载行为, 降低了晶粒滑动与转动阻力, 从而使铌硅复合材料在一定条件下呈现超塑性变形特征。在 1550 °C 条件下, 材料的延伸率达到了 480%, 这对 Nb-Si 基超高温材料的成形和加工具有非常重要的意义。鉴于此, 本研究以综合性能优良的 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf 合金为基础, 对其进行不同含量的 Fe 元素合金化, 系统研究 Fe 元素对合金组织和高温压缩性能研究, 探索 Fe 元素改善 Nb-Si 基超高温合金的变形性能机理, 为后续 Nb-Si 基超高温合金设计及热加工研究提供依据。

收稿日期: 2017-01-10

基金项目: 国家自然科学基金(51405458, 51425402, 51331005)

作者简介: 褚 楚, 女, 1991 年生, 硕士生, 北京航空制造工程研究所, 北京 100024, E-mail: hit100810107@163.com

1 实 验

本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, 通过真空电弧熔炼^[27-30]制成纽扣锭。采用线切割从纽扣锭中间区域取得压缩试样, 试样尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的圆柱形, 试样表面经机械研磨。使用 Gleeble-1500 热模拟机进行高温压缩实验, 试样与压头接触的两端均垫石墨片以便减小摩擦。试样以 $20 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的升温速率分别加热至 1000, 1100, 1150 和 1200 $^{\circ}\text{C}$ 保温 30 s, 以消除试样内部的温度梯度。然后分别以 0.1 或 0.01 s^{-1} 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。为避免试样高温氧化, 在试样的表面使用硅化物涂层涂覆, 该硅化物涂层热稳定性好, 使用温度较高。

原始试样和压缩试样经镶嵌、研磨和抛光后制成金相试样。采用体积配比为无水乙醇:70% HNO_3 :40% HF =4:2:1 的腐蚀液将试样腐蚀 2 min 左右, 用乙醇擦洗干净, 吹干。使用 Olympus BX41M 型光学显微镜观察试样的显微组织, 场发射扫描电镜 SEM (Zeiss Supra-55) 观察试样, 并采用 EDS 对相关相组成物进行成分分析。使用 D/max-rB 型衍射仪分析试样的相组成, 采用 $\text{CuK}\alpha$ 辐射(波长为 $0.015\ 406 \text{ nm}$), 石墨单色器滤波, 扫描范围为 (2θ) : $20^{\circ} \sim 70^{\circ}$, 步长为 0.01° 。

2 结果与讨论

2.1 合金的相与组织

难熔合金 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ ($x=0, 1, 2, 3$) 原始试样的 X 射线衍射谱如图 1 所示。XRD 分析表明, 合金由 Nbss 相、 Nb_3Si 相和 Nb_5Si_3 相 3 相组成。

观察 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ 原始试样的

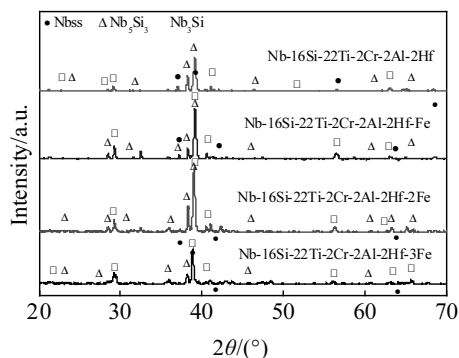


图 1 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ 试样的 XRD 图谱

Fig.1 X-ray diffraction patterns of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ alloys

组织形貌, 如图 2 所示。结合 XRD 分析, 在图 2a 可以看出合金 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf 的显微组织大部分由连续 Nb_3Si 基体和弥散分布的 Nbss 固溶体相组成, 仅存在很少的 Nb_5Si_3 。Nbss 固溶体相为白色, 呈现比较明显的树枝晶状, 面积分数为 50%, Nb_3Si 基体呈灰色, 面积分数为 46%。结合能谱分析, 可以发现 Nb_3Si 组织分为 2 种, 分别是 Ti 含量较高和 Nb 含量较高, Ti 含量较高的 Nb_3Si 相分布在 Nbss 相和 Nb 含量较高的 Nb_3Si 相界上。同时可以发现, 弥散分布的 Nbss 相也有两种形态: 一部分尺寸很小, 在一定范围内均匀弥散分布, 另一部分 Nbss 尺寸较大的呈树枝晶状分布。这 2 种 Nbss 固溶体的形成机制是不同的, 尺寸较大的 Nbss 为熔炼凝固过程中率先凝固的一次 Nbss 相, 在熔炼过程中不断长大, 因而尺寸较大; 而尺寸较小的 Nbss 相则是在熔炼过程中, 液态 Nb-Si 相通过共晶反应而生成的二次 Nbss 相, 其共晶反应方程式为 $L \rightarrow \text{Nbss} + \text{Nb}_3\text{Si}$ 。即在此合金中, Nbss+ Nb_3Si 相代替平衡相图中 Nbss+ Nb_5Si_3 双相显微组织出现, 由 Nb-Si 二元相图可知, 此时合金处于亚稳平衡状态。

合金中加入 Fe 元素后, 如图 2b 所示, 原本连续的 Nb_3Si 基体变成大块的板条状。白色 Nbss 相仍能看出树枝晶结构, 但面积分数有所增加, Nb_3Si 相的面积分数降低到约 40%, Nb_5Si_3 相面积分数约为 7%。在图 2d 中, Nb_3Si 组织部分由长板条状变成块状, 所占面积分数更小, 降低为 34%。同时 Nbss 相无明显树枝晶状而呈现等轴晶状, 平均晶粒大小约为 $5 \mu\text{m}$, 面积分数也有所增加, 而 Nb_5Si_3 相面积分数也增加到了 13% 左右。这说明 Fe 元素的加入对合金微观组织具有一定的影响, 有利于 $\text{Nb}_3\text{Si} \rightarrow \text{Nbss} + \text{Nb}_5\text{Si}_3$ 反应的进行, 生成了 Nb_5Si_3 相和次生的 Nbss 相, 硅化物相尺寸增加。

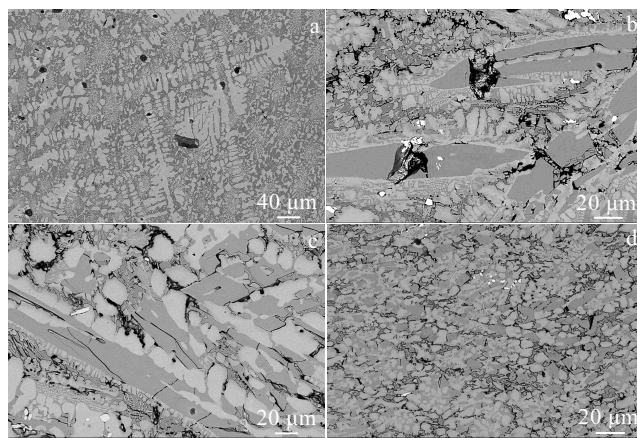


图 2 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ 原始组织背散射电子像

Fig.2 BSE images of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf- $x\text{Fe}$ before hot compression: (a) $x=0$, (b) $x=1$, (c) $x=2$, and (d) $x=3$

2.2 高温压缩性能

图3所示为Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe合金高温压缩后的照片,观察试样高温压缩后的形貌,试样的断裂表现为脆性断裂,没有明显的塑性变形,其主要裂纹都在一定范围平行载荷加载方向。在压缩变形的初期,裂纹在试样中的缺陷处萌生,由于材料中存在韧性良好的Nbss相,韧性相首先发生塑性变形形成位错,但是随着压力增加,位错在滑移过程中与脆性相相遇使位错的滑移受阻,从而使材料中的位错的可动性受到限制,位错会在某一局部位置塞积导致出现位错集中的局部剪切带。此时,材料的破坏受到试样中剪切力与缺陷诱导裂纹的共同作用,展现为半塑性断裂的特征。

在相同的温度和应变速率条件下,对添加不同含量Fe元素的Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf合金进行压缩实验,压缩后变形较明显,整体呈圆饼状,表面有裂纹。如图3所示,随着Fe含量的增加,试样开裂程度逐渐降低,无Fe试样在上下端面及侧面都有裂纹,加入Fe后试样上下端面裂纹逐渐减小消失,侧面裂纹也相应减少。结合试样的组织分析,随着Fe元素的增加,Nb₃Si相含量减少,导致韧性Nbss相体积增加,更有利于合金发生塑性变形,因此试样开裂情况减少。

图4所示为不同温度下的Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf合金压缩试样,可以明显看出,当试验温度为

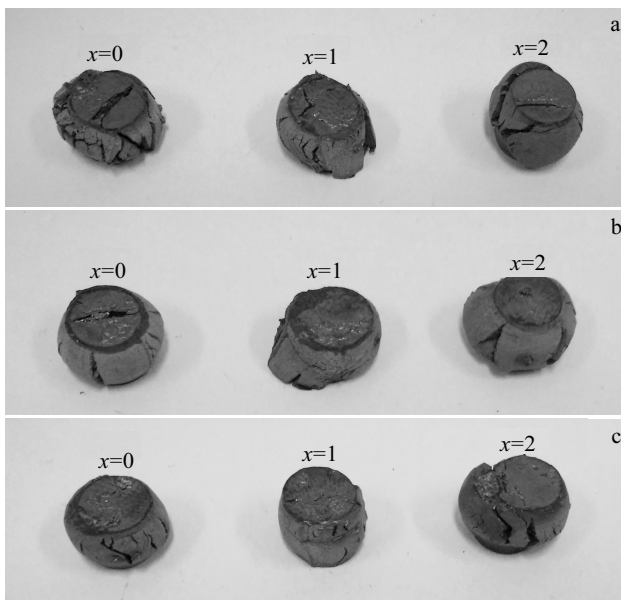


图3 相同压缩条件下不同Fe含量Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe合金压缩试样外观

Fig.3 Compression specimens with different amounts of Fe under different conditions: (a) $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$; (b) $T=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.01\text{ s}^{-1}$; (c) $T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$

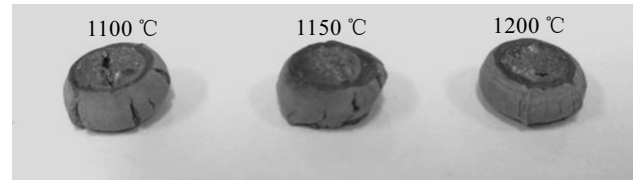


图4 不同温度压缩试样

Fig.4 Compression specimens at different temperatures

1100 °C时,试样开裂情况比较严重,裂纹较多,裂纹深入试样中心并贯穿上下平面。当试验温度升高到1150 °C条件下,试样裂纹减少,且仅分布在试样外侧,而中心部分保存完整,上下平面平整无开裂。试验温度为1200 °C时,试样开裂现象明显好转,整个试样几乎没有裂纹。当Fe含量为1%,2%与3%时,试样均出现类似现象。根据以上试验现象可以推测,在1000~1200 °C范围内,随着实验温度的升高,Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe合金压缩试样开裂程度越小,压缩性能越好。

不同应变速率下的Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe合金压缩试样如图5所示。相同压缩温度下,左侧试样侧面及上下表面均有较明显裂纹,将应变速率降低到0.01 s⁻¹时,试样裂纹很大程度上减少,裂纹深度降低。在1000~1200 °C范围内,均出现类似现象,得出随着应变速率的降低,Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe (x=0, 1, 2, 3)合金压缩性能有所改善,低应变速率更能够得到裂纹缺陷少的压缩试样。

不同Fe含量的试样在相同压缩条件下的应力-应变曲线如图6所示。合金在高温下的压缩变形应力-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。由此可知,在峰值前,加工硬化占主导地位,硬化作用大于

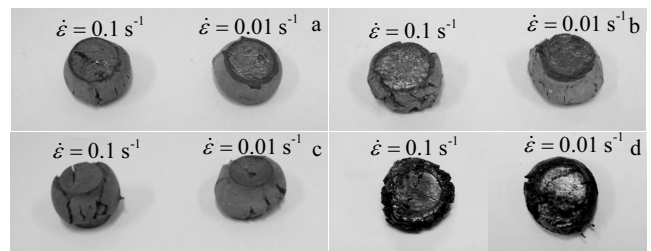


图5 不同变形速率压缩试样

Fig.5 Compression specimens with different rates of deformation: (a) $x=0$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $x=1$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $x=2$, $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $x=3$, $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$

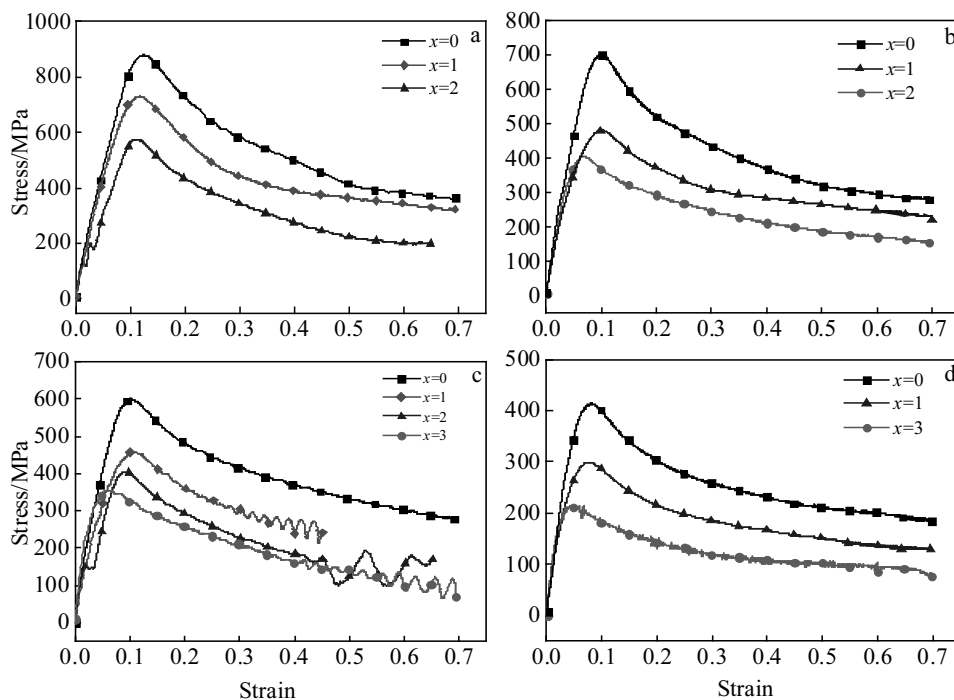


图 6 不同 Fe 含量试样的应力-应变曲线

Fig.6 Compressive stress-strain curves of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys: (a) 1100 °C, $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (b) 1100 °C, $\dot{\varepsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (c) 1200 °C, $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (d) 1200 °C, $\dot{\varepsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$

软化作用。且合金表现出较小的加工硬化能力，只发生较小的变形应力即达到峰值。随着动态再结晶的加快，软化作用开始大于硬化作用，导致曲线逐渐下滑。同时可以发现图中曲线存在以下规律，即在 $x=0, 1, 2, 3$ 的范围内， x 取值越大，即 Fe 含量越多，试样的应力峰值越小，达到应力峰值时发生的应变越小。部分试样在压缩过程中，当应变超过一定值时，应力应变曲线发生了微量的抖动，呈波浪形变化。表明合金在变形后期，可能在内部缺陷处萌生裂纹，并伴随不同程度的流变应力软化现象，说明合金在高温压缩情况下组织结构不稳定，导致其随着变形量的增加出现了不同程度的波动现象。

表 1 列出了 5 种合金在不同试验条件下的高温压缩应力峰值，由表中数据可以看出，应变速率一定时，随着温度的升高，合金的应力峰值逐渐降低。温度相同时，合金的应力峰值随应变速率的降低而降低。同时，也可以看出在相同条件下 Fe 含量越多，试样的应力峰值越小，且达到应力峰值时发生的应变越小。

观察不同试验温度下压缩试样的应力-应变曲线如图 7 所示，可以看出，试验温度越高，合金应力峰值越低，抗压强度越低，且合金应力达到最大值时发生的应变越小。在图 7a 中的 1000 °C 温度下，试样仅发生很小的变形即突然开裂，说明在此温度下试样仍

表 1 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金在压缩过程中的最大抗压强度

Table 1 Summary of the compressive strength of the Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys at elevated temperatures

$T/^{\circ}\text{C}$	$\dot{\varepsilon}/\text{s}^{-1}$	$\sigma_{\max}/\text{MPa}$			
		$x=0$	$x=1$	$x=2$	$x=3$
1000	0.1	945	-	-	862
	0.01	-	-	-	-
1100	0.1	879	731	574	677
	0.01	705	485	410	-
1150	0.1	735	645	-	634
	0.01	511	466	-	462
1200	0.1	600	458	402	351
	0.01	413	300	-	219

保持硬脆，软化作用较小导致试样难以被压缩至预定变形量。而图 7e 中温度为 1150 °C 时同样发生突然开裂的现象，可能是试样内部组织分布不均匀导致。

观察不同应变速率下压缩试样的应力-应变曲线，如图 8 所示。可以看出曲线变形前期的形状基本相同，随着压缩应力的提高，应变增大，二者呈现出线性增长的关系，表明前期以弹性变形为主。在图 8c 中，两条曲线发生了交叉， $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$ 的曲线在上升区间发生了抖动，可能是试样不稳，或上下端面不平等原因导致。同时可以看出，压缩时的应变速率越低，试样的应

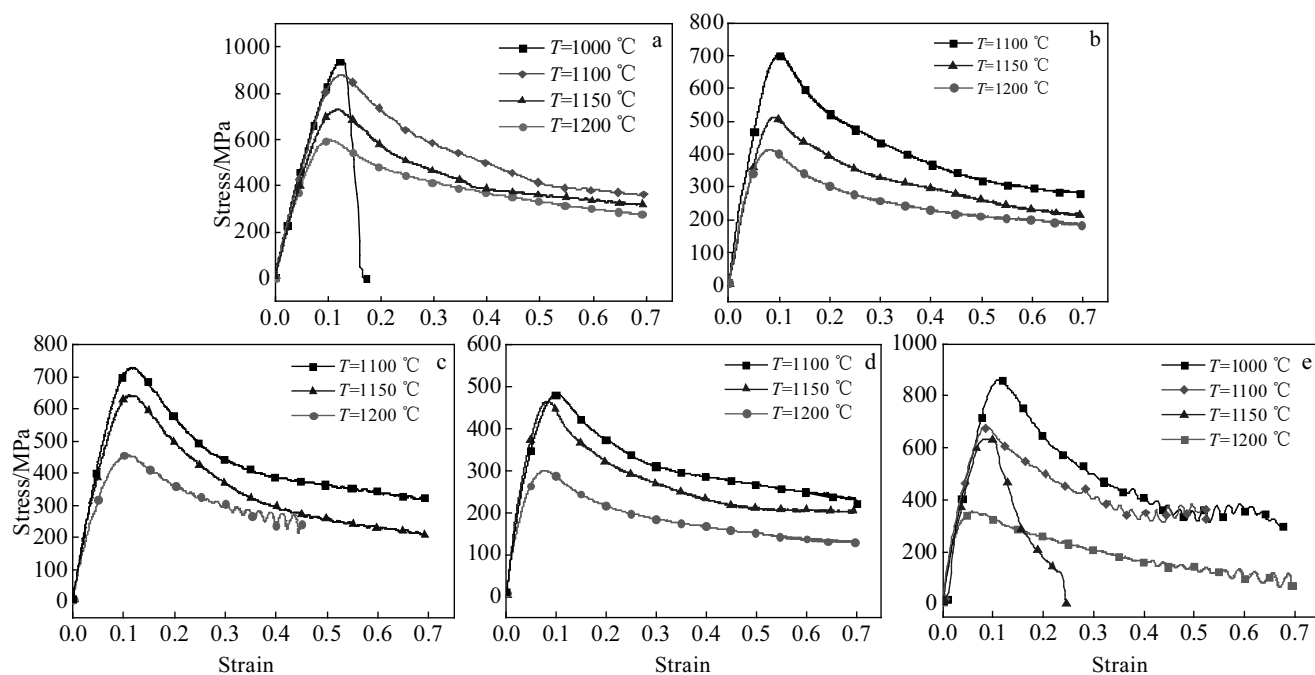


图7 不同温度下试样的应力-应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curves of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys at different temperatures: (a) $x=0$, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (b) $x=0$, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (c) $x=1$, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (d) $x=1$, $\dot{\epsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (e) $x=3$, $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$

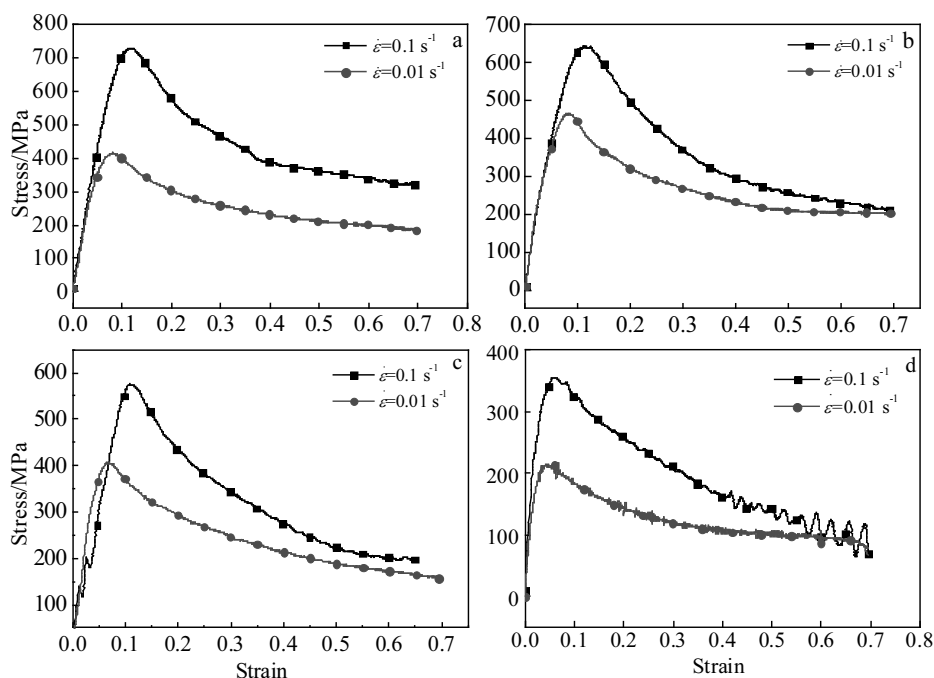


图8 不同应变速率下试样的应力-应变曲线

Fig.8 Compressive stress-strain curves of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe alloys at different rates of deformation: (a) $x=0$, $T=1150^\circ\text{C}$; (b) $x=1$, $T=1150^\circ\text{C}$; (c) $x=2$, $T=1100^\circ\text{C}$; (d) $x=3$, $T=1200^\circ\text{C}$

力峰值点越低,并且应力达到峰值时发生的应变越小。

2.3 压缩组织形貌

Nb-Si 合金在 1000°C 以上的高温强度主要依赖于

硅化物含量,硅化物的大小和分布,即上述现象与合金中 Nbss 与金属间化合物 Nb_3Si 及 Nb_5Si_3 的体积分数的变化有关。合金是依靠 Nbss 相的增韧来提高材料的

室温强度和 Nb_5Si_3 相提高材料的高温强度^[4]。观察 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 试样压缩后的纵向截面的组织形貌, 如图 9 所示。可以看出, 压缩后的 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf 合金组织仍有部分呈树枝晶状, 晶粒尺寸变小。从图 9b 中可以看到, 合金组织由白色 Nbss 基体和块状 Nb_5Si_3 相及更多的细小共析相组成, Nbss 相体积含量增加。在图 9c 中, 各相晶粒尺寸有所细化。

观察 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe 压缩试样共晶组织的背散射电子像, 如图 10 所示, 其中浅色组织为 Nbss 固溶体, 中间深浅层叠部分为 Nbss 和 Nb_5Si_3 共晶组织。高温压缩促进共析反应生成细小的片层组织, 且片层组织由 Nb_5Si_3 和 Nbss 固溶体相交叉层叠组成, 其反应方程为 $\text{Nb}_3\text{Si} \rightarrow \text{Nb}_5\text{Si}_3 + \text{Nbss}$ 。同时, 组织周围也出现了一些明显的裂纹和空隙, 如果增加变形量继续压缩, 可能对减少裂纹空洞, 得到细小均匀

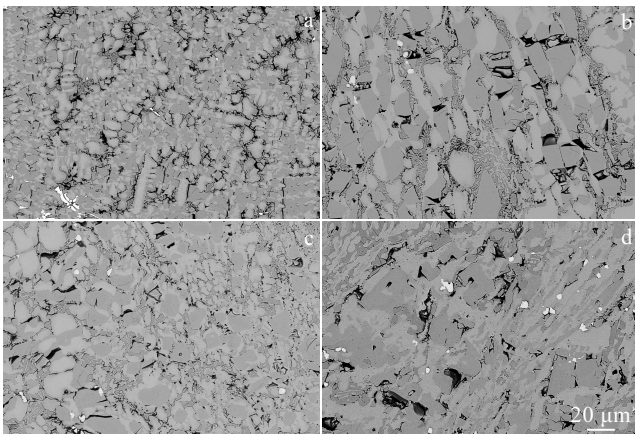


图 9 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 压缩试样组织形貌

Fig.9 BSE images of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe after hot compression ($T=1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\dot{\varepsilon}=0.1\text{ s}^{-1}$): (a) $x=0$, (b) $x=1$, (c) $x=2$, and (d) $x=3$

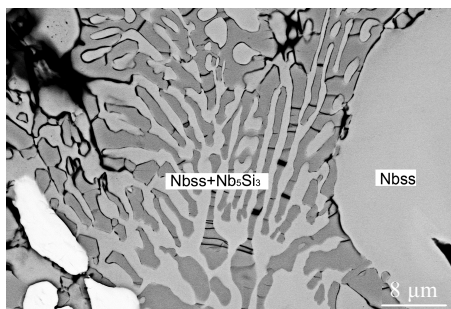


图 10 Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe 共晶组织背散射电子像

Fig.10 BSE images of eutectoid structure in Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-2Fe

组织及进行后续研究都有很大裨益。根据不同实验温度的组织对比可以看出随着温度的升高, 具有高韧性低强度的 Nbss 相含量逐渐增多, 可以通过塑性变形释放在变形过程中的应力集中, 导致合金高温强度下降。

3 结 论

1) Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 系列合金, 随着 Fe 元素含量的增加, Nb_3Si 组织由连续变成分散的块状, 所占体积分数减小。同时 Nbss 相由明显树枝晶状转变呈现等轴晶状, 平均晶粒大小约为 $5\text{ }\mu\text{m}$, 体积分数增加, Nb_5Si_3 相体积分数同样有所增加。

2) 温度在 $1000\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内, 应变速率分别为 0.1 和 0.01 s^{-1} 时, 随着合金中 Fe 元素含量的增加, Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe 合金压缩试样开裂倾向减小, 应力峰值降低, 变形能力增加, 一定程度上降低了 Nb-Si 基超高温合金的塑性加工难度。

3) 高温压缩过程促进了 Nbss 和 Nb_5Si_3 交叉层叠的共晶相的产生, 并在一定程度上细化了晶粒。且随着 Fe 元素的增加, 韧性相 Nbss 固溶体的体积含量增加, 是引起合金强度下降的主要原因, 为后续 Nb-Si 基超高温合金设计及热加工研究提供了依据。

参考文献 References

- [1] Zhao J C, Westbrook J H. *MRS Bulletin*[J], 2003, 9: 622
- [2] Yu J L, Zhang K F, Li Z K. *Scripta Materialia*[J], 2009, 61: 620
- [3] Perepezko J H. *Science*[J], 2009, 326: 1068
- [4] Qu Shiyu(曲士昱). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: AVIC Beijing Institute of Aeronautical Materials, 2002
- [5] Bewlay B, Jackson M, Zhao J C *et al. Metallurgical and Material Transaction A*[J], 2003, 34A: 2044
- [6] Bewlay B, Jackson M, Lipsitt H. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 1997, 18(3): 264
- [7] Bewlay B, Jackson M, Bishop R. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 1998, 19(6): 577
- [8] Bewlay B P, Jackson M R, Zhao J C. *MRS Bulletin*[J], 2003, 28(9): 646
- [9] 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
- [10] Gai Jingru(盖京茹), Jia Lina(贾丽娜), Li Xiaojian(李小溅). *Acta Materialiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2011, 28(4): 117
- [11] Zelenitsas K, Tsakirooulos P. *Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 416: 269
- [12] Kashyap S, Tiwary C S, Chattopadhyay K. *Intermetallics*[J],

- 2011, 19: 1943
- [13] Chen Y, Shang J X, Zhang Y. *Journal of Physics: Condensed Matter*[J], 2007, 19(1): 016 215
- [14] Li Wei(李 伟), Yang Haibo(杨海波), Shan Aidang(单爱党) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2004, 4: 31
- [15] Zheng Peng(郑 鹏), Sha Jiangbo(沙江波), Liu Dongming(刘东明) et al. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2008, 29(1): 227
- [16] Chan K S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2002, 329-331A: 513
- [17] Tang Liang, Ma Chaoli, Zhao Xinqing. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2009, 38(S3): 8
- [18] Kim W Y, Yeo I D, Ra T Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2004, 364: 186
- [19] Vellio N, Tsakiroopoulos P. *Intermetallics*[J], 2010, 18: 1729
- [20] Vellio N, Tsakiroopoulos P. *Intermetallics*[J], 2007, 15: 1529
- [21] Vellio N, Tsakiroopoulos P. *Intermetallics*[J], 2007, 15: 1518
- [22] Yu Jiliang(喻吉良), Li Zhongkun(李中奎), Zhang Kaifeng(张凯锋). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(8): 933
- [23] Yu Jiliang(喻吉良), Zhang Kaifeng(张凯锋). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [24] Yu Jiliang(喻吉良), Li Zhongkun(李中奎), Zhang Kaifeng(张凯锋). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2010, 5(4): 231
- [25] Yu Jiliang(喻吉良), Zhang Kaifeng(张凯锋), Li Zhongkun(李中奎). *Materials Science and Engineering*[J], 2010, 527: 5230
- [26] Yu J L, Zhang K F. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59: 714
- [27] Jia Lina(贾丽娜), Li Xiaojian(李小溅), Sha Jiangbo(沙江波). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1475
- [28] Jia Lina(贾丽娜), Guo Xiping(郭喜平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(5): 878
- [29] Jia Lina(贾丽娜), Gai Jingru(盖京茹), Zheng Lijing(郑立静). *Acta Materialia Composita Sinica*(复合材料学报)[J], 2011, 28(5): 133
- [30] Jia Lina(贾丽娜), Gao Ming(高明). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(1): 88

Effects of Fe on Microstructures and High-Temperature Compressive Mechanical Properties of Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf Based Alloy

Chu Chu^{1,2,3}, Xu Yanjin^{1,2,3}, Han Baoshuai^{1,2,3}, Meng Xianyu⁴, Luo Liangshun⁴,
Hou Hongliang^{1,2,3}, Su Yanqing⁴, Guo Jingjie⁴, Fu Hengzhi⁴

(1. AVIC Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research 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: Four kinds of multiphase refractory Nb-16Si-22Ti-2Cr-2Al-2Hf-xFe ($x=0, 1, 2, 3$) alloys were prepared by vacuum arc melting. XRD analysis reveals that the composites consist of Nb solid solution (Nbss), intermetallics Nb₃Si and Nb₅Si₃ phase. The addition of Fe promotes the eutectic reaction $L \rightarrow \text{Nbss} + \text{Nb}_5\text{Si}_3$, which changes the phases of alloy phases from Nbss+Nb₃Si to Nbss+Nb₅Si₃. The volume fraction of ductile phase Nbss increases with increasing of Fe addition, leading to the reduction of compressive strength. Meanwhile, temperature and strain rate also have important influence on compressive strength of the alloys. The addition of Fe element makes Nb-Si based superalloy have better high temperature plastic deformation ability, which is of great significance to improve the hot workability of Nb-Si alloy.

Key words: Nb-Si based alloy; Nbss; silicide phase; high temperature compression; mechanical properties

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