

# 新型铌基高温合金热处理组织性能研究

石磊, 于金江, 崔传勇, 孙晓峰

(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 研究了热处理对一种HRS定向凝固技术制备Nb/Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>原位复合材料组织和性能的影响。采用扫描电子显微镜(SEM)、X射线衍射(XRD)和电子探针(EPMA)等分析手段对热处理过程中组织演变进行了分析: 铸态合金主要由Nbss、 $\gamma$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、 $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>以及初生碳化物组成; 热处理后, 铸态组织中部分 $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向 $\alpha$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变以及二次碳化物析出, 同时硅化物相逐渐溶解或破碎成小块并发生球化; 1150 °C时效可促进(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变。热处理后, 合金压缩以及室温拉伸强度提高, 而1000 °C拉伸强度变化不明显; 温度对断裂方式有明显影响, 低温下为脆性解理断裂, 高温下为韧性断裂。

**关键词:** 铌基高温合金; 组织; 热处理; 力学性能

中图分类号: TG146.4<sup>+</sup>16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)08-2260-06

Nb-Si系原位复合材料具有高熔点、高刚度、低密度以及高强度等优点, 有望成为在1200~1400 °C下工作的涡轮叶片材料<sup>[1]</sup>。合金元素优化并采用合适的制备工艺, 可提高铌基合金室温断裂韧性、抗氧化性等高温性能。在Nb-Si系合金中, 添加Ti、Hf等元素可提高材料的室温断裂韧性<sup>[2,3]</sup>, 添加Al、Cr可提高材料的抗氧化性<sup>[4]</sup>; 元素的含量对合金的性能也有重要影响, 研究发现<sup>[5]</sup>随着Si和Ti含量的增加, 合金的硬度和强度增加, 但塑性和韧性降低。对于Nb-Si基合金的制备方法主要有: 电弧熔炼与铸造<sup>[6,7]</sup>, 粉末冶金<sup>[8]</sup>, 冲击波合成<sup>[9-11]</sup>, 定向凝固<sup>[12,13]</sup>等方法, 其中采用定向凝固制备工艺提高合金室温断裂韧性及高温强度更为明显<sup>[12,13]</sup>。相比于光悬浮区熔<sup>[14]</sup>与电子束浮区熔炼定向凝固技术, HRS (conventional high-rate-solidification bridgeman process) 定向凝固技术对工业生产定向凝固组织铌基涡轮叶片更有指导意义。中国科学院金属研究所探究了真空感应熔炼法制备Nb-Ti-Si系原位复合材料的组织和性能, 该合金在室温下具有较高的压缩强度<sup>[15]</sup>; 在此合金的基础上, 采用HRS法研制了定向凝固组织的新型铌基超高温合金(NTS-09C), 并对组织进行了研究<sup>[16]</sup>。目前有关热处理对该新型铌基合金性能的影响尚未清楚, 对此, 本实验研究了热处理对该新型铌基合金组织和性能的影响。

## 1 实验

采用非自耗钨电极电弧炉, 在氩气保护气氛条件下,

制备名义成分为Nb-34.7Ti-9.6Si-7.9Cr-5.9Al-0.9Hf-0.7Ta-1.6C (at%) 的母合金。为提高母合金锭成分均匀性, 对母合金锭进行5次重熔并浇注成棒, 采用HRS法在超高温高真空定向凝固炉中进行定向凝固, 抽拉速率为4 mm/min。对定向凝固试棒进行2种热处理制度: HT1—1300 °C/10 h (炉冷); HT2—1300 °C/10 h (炉冷)、1150 °C/24 h (炉冷)。采用扫描电子显微镜(SEM)、X射线衍射(XRD)和电子探针(EPMA)等分析手段对铸态(AC)和热处理态试样组织进行观察分析。切取铸态(AC)及2种热处理态压缩( $\Phi 6$  mm $\times 9$  mm)和拉伸试样(图1所示)进行加工, 在MTS810试验机(最大载荷100 kN)上进行不同温度压缩性能测试, 应变速率为 $10^{-4}$  s<sup>-1</sup>; 在岛津AG-25KNE型电子拉伸试验机上进行拉伸试验, 应变速率为 $1.67 \times 10^{-3}$  s<sup>-1</sup>, 所得的数据为2个试样的平均值。用Hitachi S3400N型扫描电镜对合金断口进行观察。

## 2 结果及分析

### 2.1 显微组织

图2给出不同热处理后XRD图谱, 可看出铸态合金中有 $\gamma$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、 $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、Nbss (Nb固溶体, 下同)、初生碳化物。其中 $\gamma$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>为Mn<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>型高温亚稳相, 具有hp16型六方结构,  $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>为W<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>型高温稳定相, 具有D8<sub>m</sub>正方有序结构。组织中几乎不存在Nb<sub>5</sub>Si, 可能是由于在母合金中添加了多种合金化元素抑制了

收稿日期: 2016-08-18

基金项目: 国家自然科学基金(51571196, U1037601, 50931004)

作者简介: 石磊, 男, 1990年生, 硕士生, 中国科学院金属研究所高温合金研究部, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83971083, E-mail: lshi11s@imr.ac.cn

$Nb_3Si$ 相的形成，Cr在 $Nb_3Si$ 中的溶解度很小，可促使 $Nb_3Si \rightarrow Nb_{ss} + Nb_5Si_3$ 反应发生，Ti也可促进 $Nb_3Si$ 相发生共析反应而分解，Al、Hf对 $Nb_3Si$ 相有明显的抑制作用<sup>[4,17]</sup>。经HT1和HT2后，有低温稳定相 $\alpha-(Nb, Ti)_5Si_3$ 形成，同时仍有 $\beta-(Nb, Ti)_5Si_3$ 存在，说明 $\beta-(Nb, Ti)_5Si_3$ 向 $\alpha-(Nb, Ti)_5Si_3$ 转变不完全。Al可以稳定 $\beta-Nb_5Si_3$ ，Cr可延缓 $\beta-Nb_5Si_3$ 向 $\alpha-Nb_5Si_3$ 转变<sup>[17]</sup>，宋立国<sup>[18]</sup>等人采用电弧熔炼法制备的Nb-16Si-24Ti-6Cr-6Al-2Hf (at%)合金的组织主要由Nbss和 $\beta-Nb_5Si_3$ 两相组成，在1250 °C保温50 h后空冷热处理后，利用XRD衍射发现合金的组成相只有Nbss和 $\alpha-Nb_5Si_3$ 相，说明添加Al、Cr元素后在相对低的温度下延长保温时间可以保证上述相变完全。此外，热处理后有hp16型六方结构的 $(Ti, Nb)_5Si_3$ 产生，而且增加1150 °C/24 h时效处理， $(Ti, Nb)_5Si_3$ 吸收峰的强度和数量有所增加，说明在较低温度可发生 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 向 $(Ti, Nb)_5Si_3$ 转变。HT1热处理后，Nbss相吸收峰的强度增强，主要是发生了 $\gamma-(Nb, Ti)_5Si_3 \rightarrow \beta-(Nb, Ti)_5Si_3$ 和 $\beta-(Nb, Ti)_5Si_3 \rightarrow \alpha-(Nb, Ti)_5Si_3 + Nb_{ss}$  2个发应；HT2热处理后， $\gamma-(Nb, Ti)_5Si_3$ 相吸收峰的强度和数量减弱，这可能是由于 $\gamma-(Nb, Ti)_5Si_3$ 向 $(Ti, Nb)_5Si_3$ 转变，两者具有相似的晶体结构，相变较为容易。

图3为3种处理态合金的显微组织照片，3种处理态合金均由灰白色 $(Nb, Ti)_{ss}$ 固溶体相，灰色板条或六角形的 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 相，以及黑色碳化物相组成，板条状 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 与Nbss基体近似平行。初生Nbss尺寸较大，从几十微米到几百微米不等。由图3a可见，铸态组织中存在大量花瓣状和层片状的共晶组织 $(Nb_{ss} + (Nb, Ti)_5Si_3)$ ，在六边形块状硅化物上分布着Nbss颗粒；图3b为铸态纵向组织，板条状 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 生长不连贯，表明定向凝固不完全，Lu<sup>[19]</sup>等人发现定向凝固速率对合金组织有显著影响，在较低的生长速率条件下可以获得连贯的定向凝固组织，在较高的生长速率条件下生长取向容易偏转导致定向凝固特征不明显。经过热处理后，合金组织发生变化，初生十字花状碳化物发生溶解，HT2热处理后，溶解更为明显；六边形块和板条状硅化物的平直边界趋于圆润，且六边形块状硅化物分解成细小硅化物，团状共晶组织中部分 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 片球化成了细小 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 颗粒串。

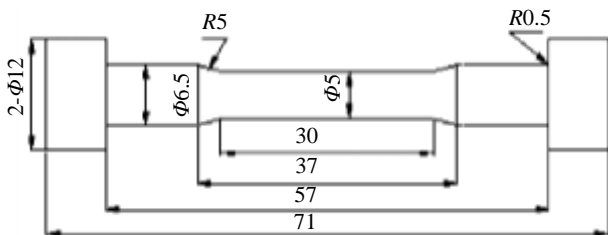


图 1 拉伸试样示意图

Fig.1 Configuration of specimens for tensile tests

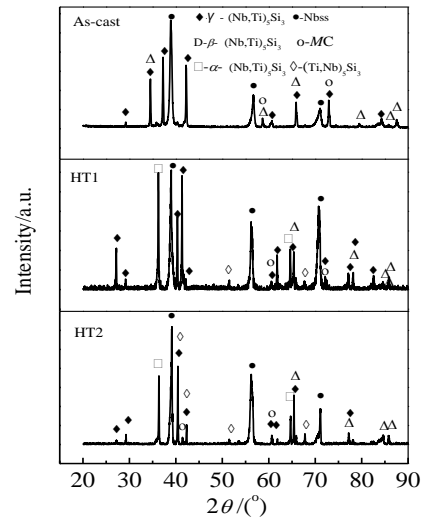


图 2 热处理及铸态试样XRD图谱

Fig.2 XRD patterns of heat-treated and as-cast specimens

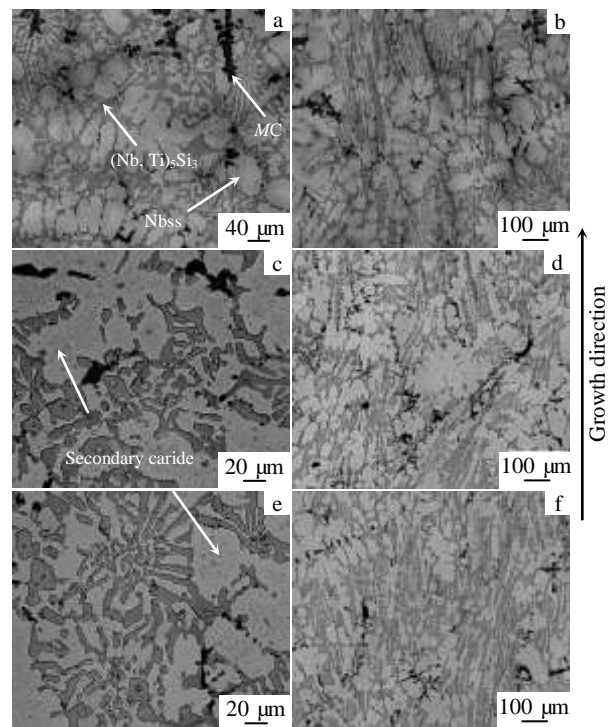


图 3 热处理前后铸态、HT1和HT2合金组织

Fig.3 Back-scattered electron images of the transversal section (a, c, e) and longitudinal section (b, d, f) of as-cast and heat-treated specimens: (a, b) as-cast, (c, d) HT1, and (e, f) HT2

图4为铸态及热处理后合金碳化物形貌，碳化物易在 $(Nb, Ti)_5Si_3$ 相与 $(Nb, Ti)_{ss}$ 相界面处形成。在背散射模式

下，初生碳化物边缘颜色深于内部，经EDS能谱可以确认深色者为富Ti的MC型碳化物，浅色者为富Nb的MC型碳化物，热处理前后2种碳化物仍然存在。碳化物尺寸变化范围较大，从几十微米到几百微米不等。热处理后，在初生碳化物周围Nbss基体中析出细小的二次碳化物，背散射电子下二次碳化物衬度明显浅于初生碳化物，说明其主要含有Hf、Ta等重元素。

由表1可以看出，铸态下，元素Al、Cr倾向固溶于Nbss中，元素Hf、Si在硅化物中有更大的溶解度，Ti在两相中的溶解度较大且在Nbss相中有更大的溶解度。热处理后，铸态中Nbss所含元素Si原子分数减少，Al原子分数在Nbss相中略有增加，Cr在Nbss相中原子分数增加明显且HT2热处理制度增加更为显著。根据热处理前后的X射线衍射图谱，Al、Cr元素扩散对 $\beta$ -(Nb, X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向 $\alpha$ -(Nb, X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变有影响，在2种热处理制度下Al元素扩散十分缓慢导致该相变不完全，可见Al元素的扩散对上述相变有更大的影响。Ta倾向溶解于Nbss中，热处理后在Nbss相以及硅化物相中含量均减小，这可能与二次碳化物的析出有关；1150 °C/24 h时效处理对元素Ti扩散影响较大，可导致Ti在硅化物中溶解度高于在Nbss相中的溶解度，发生了(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变，在较低的温度下可以发生(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变的原因可

能是(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>在1300 °C下不稳定，HT1制度产生的(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>可能是在随炉冷却过程中产生的。

### 2.2 力学性能

图5a为3种处理态合金在室温及900 °C条件下的压缩曲线。室温压缩时，变形前期以弹性变形为主，随着压缩应力的提高，应变量增大，二者呈现出线性增长的关系；达到最大压缩应力后，应变量基本不变，在压缩后期，试样有少量的塑性变形。热处理制度为HT2的合金，具有最高的压缩强度和塑性，基体中析出细小弥散的二次碳化物起到沉淀强化的作用，同时热处理产生的颗粒状(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>有利于提高其性能；在1300 °C/10 h保温时会发生少量的 $\beta$ -Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向 $\alpha$ -Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变，在1150 °C/24 h保温可将相变产生的应力得到消除，故比热处理制度为直接为1300 °C/10 h的合金的压缩性能更好。铸态合金中通常保持较高的凝固应力，且存在一定的凝固缺陷，会促进组织中存在的裂纹增殖和扩展，具有较差的压缩塑性。对于900 °C条件下压缩，与室温压缩有相似的趋势，热处理制度对压缩强度影响明显。与其它报道的铌基合金相比，这种成分的3种状态下合金具有较低的压缩强度，这与其成分硅含量较低、强化相硅化物体积分数小有关。同时也可以看出，硅含量对合金的脆-韧转变温度有较大影响，较低的硅含量可导致较低的脆-韧转变温度，可以推测这种成分的合金脆-韧转变温度在900 °C以下。

图5b为3种处理态合金在室温及1000 °C条件下的拉伸应力-应变曲线。室温拉伸时，3种合金表现为典型的脆性断裂，经过热处理后的合金最大抗拉强度明显高于铸态合金。由于Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>具有有序四方结构，滑移系比较少，往往呈现脆性，因此主要依靠Nbss增韧，在较高的应变速率条件下(1.67×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>)，断裂过程主要通过Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>的微裂纹化和二次Nbss粒子的塑性变形来进行，而初生Nbss相尺寸较大往往呈现解理断裂，对裂纹捕获能力差，塑性增韧不明显。在1000 °C条件下，3种合金有相近的最大抗拉强度，并且三者具有明显的塑性变形，铸态合金塑性优于热处理态合金。对于铸态合金，在弹性屈服阶段，应力-应变曲线发生转折，区别于2种热处理态后的合金，对于这种异常现象可能是由于热处理前后组织变化及相变产物引起的。1000 °C高于脆-韧转变温度，高温下初生Nbss具有更高的裂纹捕获能力，同时塑性增加可以激活位错运动从而缓解在Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>/Nbss界面的应力集中，最终使合金的韧性增加<sup>[20]</sup>。

### 2.3 断口分析

图6为3种处理态合金的室温压缩断口与900 °C压缩后横向显微组织。3种试样室温压缩破坏后主裂纹的方向沿试样对角线的方向，且存在次生裂纹，显示了半塑性

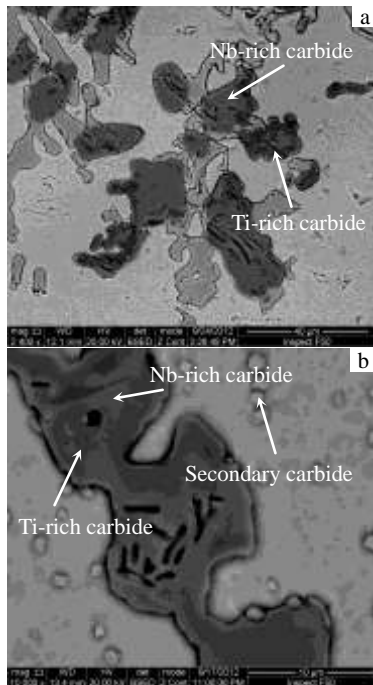


图 4 铸态及热处理后合金碳化物形貌

Fig.4 Morphologies (BSE) of carbide of as-cast (a) and heat-treated (b) specimens

表1 3种状态试样的EPMA定量分析相中各元素含量

Table 1 EPMA data for as-cast and heat-treated alloys (at%)

Alloy	Phase	Nb	Ti	Si	Al	Cr	Hf	Ta
As-cast	Nbss	45.811	37.486	1.637	6.119	6.972	0.541	1.385
		44.521~48.15	36.11~38.205	1.546~1.768	2.957~6.338	5.792~7.93	0.494~0.582	1.279~1.52
	(Nb, Ti) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	30.789	29.520	32.968	3.842	0.735	1.434	0.702
		29.112~31.192	28.553~30.756	32.617~33.693	3.674~3.950	0.669~0.867	1.368~1.496	0.619~0.752
HT1	Nbss	42.97	40.34	0.439	6.293	8.299	0.481	1.177
		41.554~44.96	38.979~41.139	0.276~0.737	6.21~6.369	7.457~8.895	0.441~0.54	1.039~1.462
	(Nb, Ti) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	31.974	30.331	30.507	4.281	0.708	1.455	0.745
		31.471~32.333	29.010~31.665	29.396~29.493	4.281~4.412	0.605~0.794	1.361~1.539	0.671~0.816
HT2	Nbss	40.66	41.053	0.522	6.343	9.796	0.563	1.072
		38.959~41.456	39.812~44.353	0.352~0.773	6.285~6.441	8.859~10.112	0.441~0.596	0.997~1.185
	(Nb, Ti) <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	31.2	33.49	27.798	4.518	0.824	1.509	0.660
		30.931~31.66	32.846~34.487	26.617~28.603	4.304~4.767	0.771~0.874	1.442~1.590	0.56~0.756

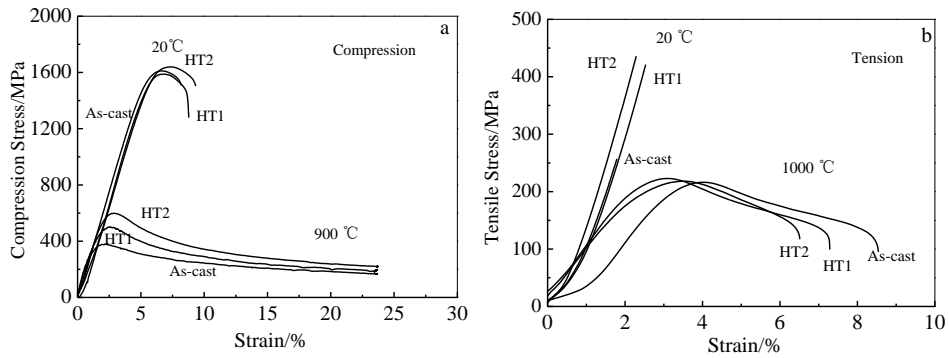


图 5 3种合金压缩及拉伸应力-应变曲线

Fig.5 Compression stress-strain (a) and tensile stress-strain (b) curves of as-cast and heat-treated alloys

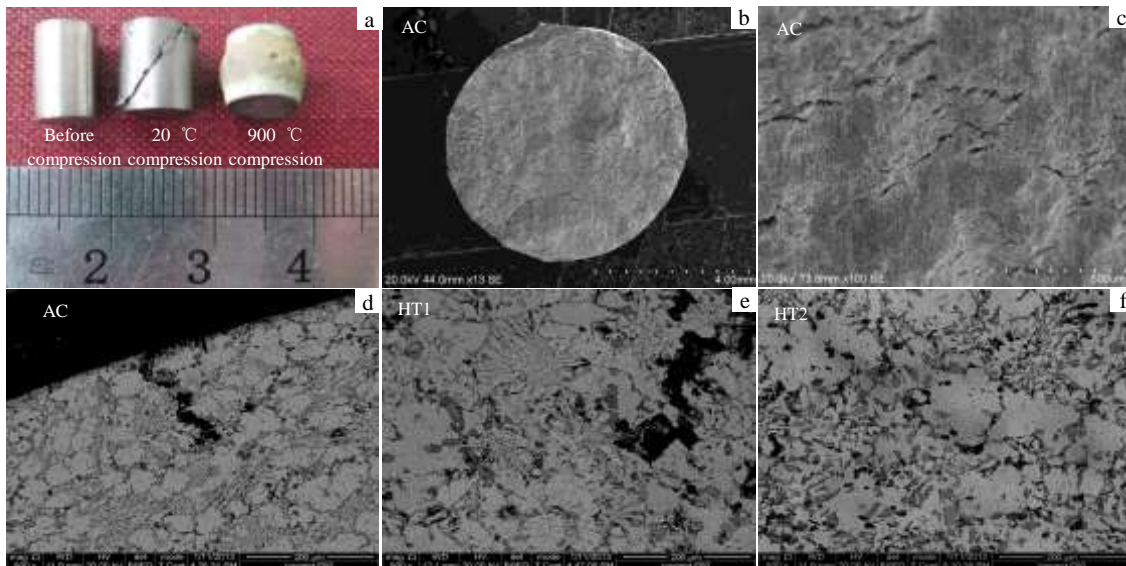


图 6 3种处理态合金的压缩断口与组织

Fig.6 Fracture surface and microstructures of specimens after compression: (a) the morphology of specimens before and after compression test, (b, c) fracture surface microstructures of as-cast specimen after compression at 20 °C, and the transversal section of as-cast (d), HT1 (e), HT2 (f) after compression at 900 °C

断裂的特征，这与在室温压缩应力-应变曲线中，压缩后期存在少量塑性变形相对应。在压缩前期，裂纹从试样中的缺陷处生成，并且随着压应力的增加而生长；随着压应力的持续增加，由于材料中存在韧性良好的Nbss相，使得材料中的位错的可动性受到限制，从而导致出现变形集中的局部化带，即局部剪切带的形成<sup>[21]</sup>，但剪切带不是导致断裂的主要原因。Nbss与硅化物界面易产生裂纹，裂纹沿界面扩展，Nbss可改变裂纹扩展方向并具有一定的裂纹捕获能力。900 °C压缩后，硅化物与Nbss界面依然是裂纹易发处，但裂纹扩展不明显，说明Nbss对裂纹的捕获能力增强。

图7a~7c为3种处理态合金的室温拉伸断口形貌。铸态断口表面基本与应力轴垂直，表面相对平坦，河流状花样和解理小平面连接在一起，合金呈现解理断裂特征，存在初生Nbss穿晶断裂，初生Nbss与硅化物之间的界面是裂

源易发区，铸态下断裂形式主要以脆性解理断裂为主。对于热处理HT1、HT2合金断口表面有大量的裂纹及解理平面，由于初生Nbss中有二次碳化物析出，产生少量韧窝，热处理产生的二次Nbss塑性伸长，导致弹性变形量大于铸态时的变形量，拉伸断裂仍以脆性解理为主。

图7d~7f为3种处理态合金1000 °C拉伸断口显微组织，断口表面凹凸不平，整个断口呈海绵状，存在Nbss塑性伸长、硅化物解理以及少量Nbss与硅化物界面脱离等现象。高温拉伸后，Nbss呈现颈缩状，并沿应力轴方向延伸程度强于室温拉伸，塑性延伸增强意味着对裂纹捕获能力增强；硅化物与Nbss界面易产生裂纹，裂纹尖端处产生应力集中，界面分离可以释放受束缚的界面并形成自由界面，从而有效使裂纹尖端钝化<sup>[20]</sup>。高温下塑性提高归因于Nbss塑性延伸程度的增加与硅化物与Nbss界面分离。

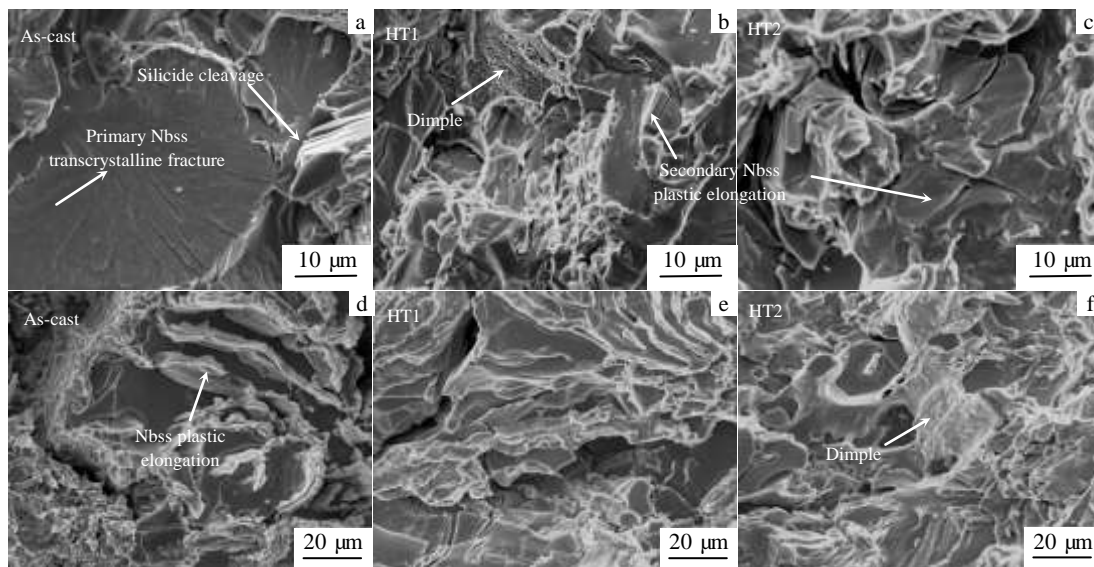


图 7 铸态和热处理态合金在20和1000 °C拉伸断口

Fig.7 Fracture surfaces of tensile samples at 20 °C (a-c) and 1000 °C (d-f): (a, d) as-cast, (b, e) HT1, and (c, f) HT2

### 3 结 论

1) 铸态合金主要由Nbss、 $\gamma$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、 $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>以及初生碳化物组成。热处理后 $\beta$ -Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向 $\alpha$ -Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变，析出细小弥散的二次碳化物，在1150 °C时效可导致(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>向(Ti, Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>转变。

2) 热处理制度HT2在室温及900 °C下压缩性能强于HT1与铸态。室温时，3种处理态的合金均表现为脆性解理断裂；高温时，Nbss与硅化物界面处易产生裂纹，裂纹扩展不明显，压缩塑性高。

3) 室温拉伸时，HT2处理后的合金抗拉强度最高；1000 °C下3种合金的强度相近。室温时主要以解理断裂

为主；高温时，Nbss发生明显塑性延伸，有较强的裂纹捕获能力，同时存在Nbss与硅化物界面分离钝化裂纹尖端，塑性明显提高。

#### 参考文献 References

[1] Subramanian P R, Mendiratta M G, Dimiduk D M. *JOM*[J], 1996, 48(1): 33  
 [2] Chan K S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329-331: 513  
 [3] Gao Limei(高丽梅), Guo Xiping(郭喜平). *Materials Review*(材料导报)[J], 2005, 19(7): 72  
 [4] Jie Geng, Panos Tsakirooulos. *Intermetallics*[J], 2007, 15(3): 382

- [5] Li Guomin(李国民), Liu Jun(刘军), Sha Jiangbo(沙江波). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2010, 31(8): 1688
- [6] Mendiratta M G, Lewandowski J J, Dimiduk D M. *Metall Trans A*[J], 1991, 22(7): 1573
- [7] Guo Haisheng(郭海生), Guo Xiping(郭喜平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(9): 1601
- [8] Kajuch J, Rigney J D, Lewandowski J J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1992, 155(1-2): 59
- [9] Meyers M A, Yu L H, Vecchio K S. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(3): 715
- [10] Vecchio K S, Yu L H, Meyers M A. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(3): 701
- [11] Meyers M A, Batsanov S S, Gavrilkin S M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 201(1-2): 150
- [12] Guo X P, Gao L M. *J Aeronaut Mater*[J], 2006, 26(3): 47
- [13] Nobuaki Sekido, Yoshisato Kimura, Seiji Miura *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2006, 425(1-2): 223
- [14] Jia Lina(贾丽娜), Li Xiaojian(李小贱), Sha Jiangbo(沙江波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(8): 1475
- [15] Yang Yanhong(杨彦红), Yu Jinjiang(于金江), Lou Jianxin(娄建新) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 569
- [16] Yu J J, Yang Y H, Sun X F *et al. Applied Mechanics and Materials*[J], 2012, 151: 360
- [17] Zelenitsas K, Tsakirooulos P. *Intermetallics*[J], 2005, 13(10): 1079
- [18] Song Liguang(宋立国), Qu Shiyu(曲士昱), Song Jinxia(宋尽霞) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2005, 33(12): 30
- [19] Lu Yuanyuan, Zhang Jin, Tian Lixi *et al. Rare Metals*[J], 2011, 30(S1): 335
- [20] Jin-Hak Kim, Tatsuo Tabaru, Hisatoshi Hirai *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(10): 1439
- [21] Chawla K K, Meyers M A. *Mechanical Behavior of Materials* [M]. USA: Prentice-Hall Inc, 1999: 412

## Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Nb-base Superalloys

Shi Lei, Yu Jinjiang, Cui Chuanyong, Sun Xiaofeng

(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Nbss/Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> in situ composites prepared by conventional high-rate-solidification Bridgeman process (HRS) was investigated. The microstructure evolution of samples during heat treatment process were analyzed by SEM, XRD and EPMA. Results show that the as-cast alloy consists of Nbss,  $\gamma$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>,  $\beta$ -(Nb, Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> and primary carbide phase; after heat treatment, the  $\beta$ -(Nb,Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> phase is transformed to  $\alpha$ -(Nb,Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> phase and the secondary carbide is precipitated. Meanwhile, the silicide phase gradually dissolves or breaks into small pieces, with the morphology changing from the needle into granules. The transformation (Nb,Ti)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>  $\rightarrow$  (Ti,Nb)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> occurs when aging at 1150 °C. The compressive strength and room temperature tensile strength of heat-treatment specimens are improved, while the tensile strength of as-cast and heat-treated samples at 1000 °C is at the same level. The temperature has a great influence on the fracture mode, which is cleavage fracture at low temperature and ductile fracture at high temperature.

**Key words:** Nb-base superalloy; microstructure; heat treatment; mechanical properties

Corresponding author: Yu Jinjiang, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83971713, E-mail: jjyu@imr.ac.cn