

Ni 基高温合金 Al-Si 涂层脆-塑性转变温度及其疲劳行为研究

张德堂

(北京航空材料研究院第 4 研究室,北京,100095)

INVESTIGATION ON THE BRITTLE-DUCTILITY TRANSFORMATION TEMPERATURE AND FATIGUE BEHAVIOR OF Al-Si COATING FOR NICKEL-BASE SUPERALLOY

Zhang Detang

(Fourth Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing, 100095)

摘 要 利用高温金相显微镜改进加载装置,在动态下测定了 Al-Si 高温涂层的脆-塑性转变温度及其影响因素。研究表明,Al-Si 涂层的脆-塑性转变温度随着 Al, Si 浓度的减少而降低,通过热处理的方法使涂层的 Al, Si 浓度降低,可有效地降低涂层的显微硬度和脆-塑性转变温度。另外,还系统研究了涂层与基体在不同温度下断裂失效的模式及其机制。

关键词 Al-Si 涂层 Ni 基高温合金 脆-塑性转变 疲劳行为

中图分类号 TG132.3

Abstract High temperature microscope with loading equipment has been used and the brittle-ductility transformation temperature of Al-Si coating has been measured. Research results show that brittle-ductility transformation temperature of Al-Si coating decreases with decreasing of Al and Si contents. Al and Si contents can be decreased by heat treatment which induces obviously a decrease of microhardness and brittle-ductility transformation temperature of coating. The fracture mode and mechanism for both nickel-base superalloy and coating at different temperatures have been investigated in this paper.

Key words Al-Si coating, nickel-base superalloy, brittle-ductility transformation temperature, fatigue behaviors

在高温下长期使用的高温合金,经常采用表面涂层的方法提高材料的抗腐蚀能力。表面涂层是涂在基体合金表面的材料,要求在物理性能和机械性能与基体合金具有较好的匹配性。据文献报道^[1-3],涂有脆-塑性转变温度为 816 左右渗 Al 涂层的变形多晶 Unimet700 合金疲劳性能试验结果表明,该合金经涂层后在 760 以下的疲劳强度下降了 20%,而在脆-塑性转变温度以上,由于涂层本身塑性明显提高,消除了涂层早期脆裂问题,同时防止了试样表面产生早期晶间开裂的现象,改善了材料的疲劳性能。

1 材料与涂层

本研究采用的 ASL-5 涂层,为水溶性扩散型料浆 Al-Si 涂层,其处理工艺将固渗与料浆两种工艺的优点融为一体。研究用材料为定向凝固镍基高温合金。共选用 3 种不同 Al-Si 浓度的涂层,其处理工艺成分示于表 1。

表1 涂层的成分和处理工艺

涂层	处理工艺	涂层组织		涂层的成分/wt%								总量/%
				Ni	Cr	Al	Ti	W	Mo	Co	Si	
Al	900 / 1.5h 渗+ 1000 / 2h	外层	BNiAl, C, G, MC, M ₆ C	60.4	3.4	31.1	0.2	1.3	1.2	5.1		102.7
		内层	BNiAl, C, G, MC, M ₆ C	58.8	5.4	27.9	0.8	1.8	1.8	5.3		100.0
Al-Si (ASL-5)	900 渗+ 870 / 32h	外层	BNiAl, C, G, MC, M ₆ C	65.2	3.8	18.2	0.7	1.5	0.9	4.5	2.5	97.3
		内层	BNiAl, C, G, MC, M ₆ C	63.1	6.5	16.6	1.0	2.0	2.7	5.2	3.1	100.2
Al-Si (ASL-5-1)	900 渗+ 870/ 32h+ 1030 / 2h	外层	BNiAl, C, G, MC	68.3	6.2	15.1	0.5	1.5	0.7	5.5	1.9	99.7
		内层	BNiAl, C, G, MC	66.0	6.6	14.6	0.8	2.4	1.3	5.7	2.2	99.6

2 脆-塑性转变温度的测量

涂层的组织结构主要为 BNiAl 相,属于 BCC 结构的金属间化合物,具有在低温下以脆性方式断裂,而在较高温度下变成以塑性方式断裂的特征。由脆性向塑性转变的温度取决于涂层的成分、组织结构及热处理工艺。至今,国内外介绍测定涂层脆-塑性转变温度的方式极少。文献[4]介绍了 Pt-Al 涂层的脆-塑性转变温度的测量方法,采用声发射监视裂纹的方法测量涂层的脆-塑性转变温度。但由于声发射方法不能判断裂纹产生的部位,故此方法无法真实地反映各个温度区域涂层的断裂行为。

根据涂层的力学性质随温度变化的特点,采用了在不同温度下观察涂层由伸长到断裂动态行为的方法测量涂层的脆-塑性转变温度。对高温金相显微镜拉伸装置的加载方式进行改装,使其以一定的加载速率均匀连续加载,确保试样在缓慢连续加载的过程中产生均匀的变形。拉伸试样为板材试样,试样均匀涂层后,将其表面进行仔细地磨制和磨光。

在试验过程中,先将试样加热至某一温度保温 30min,然后开始以 2.94N/min 的加载速度对试样进行连续加载,同时利用 0.01mm 的引伸计测量试样的伸长量。边拉伸边观察,直至观察到涂层开始产生裂纹为止,以此时的伸长量,通过下列公式可计算出涂层在该温度下的最大应变 E

$$E = (\Delta L / L) \times 100\%$$

式中: ΔL 为每一根试样涂层最早产生裂纹时的伸长量; L 为试样原始的有效长度加上加热至试验温度时热膨胀的长度。

3 结果与讨论

ASL-5 Al-Si 涂层的脆塑转变温度 (BDTT) 和涂层显微硬度随温度的变化曲线示于图 1。

通常将曲线分为 3 个区域。第 1 个区域从室温至 550 ,涂层早期产生脆裂,如图 2(a) 所示。第 2 个区域从 550 ~ 670 ,由于此温度范

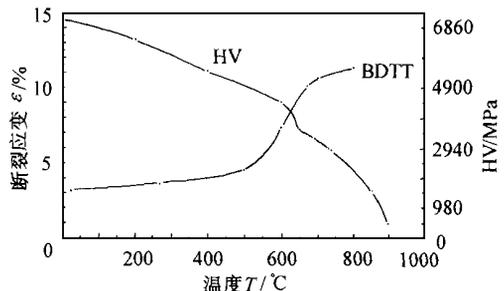


图1 ASL-5 涂层脆-塑性转变温度与显微硬度的变化关系

围涂层的显微硬度值与合金基体接近, 因此涂层与基体均有裂纹产生, 如图 2(b) 所示。第 3 个区域(即 670 以上)的断裂特征发生了根本的变化, 裂纹优先始于基体内的枝晶间、疏松孔洞或碳化物, 而涂层不产生裂纹, 如图 2(c) 所示。在这个区域里, 由于涂层的塑性远远超过了合金基体的塑性, 随着变形量的增加, 当基体开始产生显微裂纹时, 涂层仍具有良好的塑性变形能力, 变形量继续增加, 裂纹不断地连接并渐渐向涂层表面扩展, 最后导致断裂。

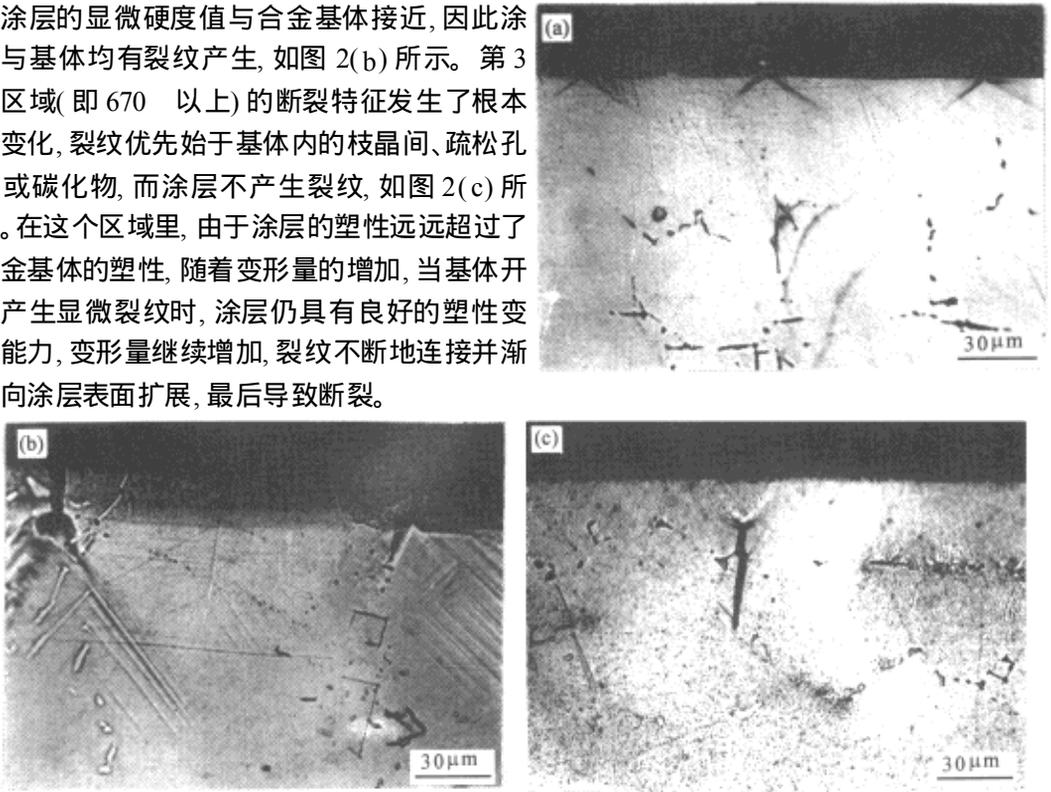


图 2 涂层的断裂行为光学金相图

(a) 室温; (b) 600 ; (c) 700

3 种涂层的脆-塑性转变曲线示于图 3。

从表 2 可以看出, Al-Si 涂层的显微硬度随 Al, Si 浓度的下降而降低, 即涂层的 BDTT 随着涂层显微硬度的降低而降低。由此表明, 涂层的显微硬度可与涂层的脆-塑性转变温度建立定性关系, 为估计涂层的脆-塑性转变温度提供了简便测量的依据。

测量结果表明: Al-Si 涂层具有一个明显的特点, 即外层显微硬度明显的低于内层, 其原因主要是由于涂层在热处理过程中 Si 向内层扩散, 少量 Si 溶于 B₂NiAl 相, 部分 Si 形成富 Si 的第 2 相质点(G 相)弥散分布于 B₂NiAl 相基体之中, 还有一部分 Si 溶于 C 相和以固溶状态的形式溶解在 M₆C 碳化物相中, 导致内层的显微硬度有所提高。

疲劳试验结果表明, 降低涂层的显微硬度和脆-塑性转变温度, 可改善材料的使用寿命, 因为 BDTT 较低的涂层, 在材料使用的温度范围内具有良好的塑性变形能力, 其力学性质与材料基体保持相应的匹配性, 可防止涂层过早的产生裂纹, 试验结果见表 3。

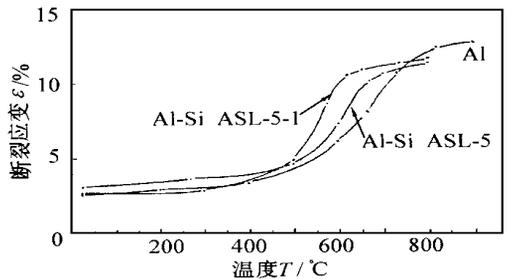


图 3 3 种涂层的脆-塑性转变

表 2 涂层成分显微硬度与 BDTT 的关系

涂层	成分/wt%			显微硬度		BDTT/
	位置	Al	S	HV/MPa		
Al-Si(ASL-5)	外层	18.2	2.5	外层	6340	700
	内层	16.6	3.1	内层	7900	
Al-Si(ASL-5-1)	外层	15.1	1.9	外层	5680	650
	内层	14.6	2.2	内层	7130	

表 3 疲劳试验结果

涂层	在 10^4 周次下观察涂层裂纹		疲劳寿命/周次	
	室温	有	室温	
ASL-5	750	无	750	9.612×10^5
				1.383×10^5
ASL-5-1	700	无	700	3.424×10^5
				7.847×10^6
ASL-5-1	700	无	700	2.107×10^6
				1.909×10^5
ASL-5-1	700	无	700	1.567×10^5
				1.671×10^5
ASL-5-1	700	无	700	2.235×10^6
				2.025×10^6
ASL-5-1	700	无	700	2.083×10^6

试验结果表明: 带有涂层的疲劳试样, 在低于 BDTT 温度下进行疲劳试验时, 涂层产生早期裂纹(裂纹深度为涂层的厚度), 随后试样便带着裂纹进行试验, 随着循环周次的增加, 裂纹不断扩展。从垂直于断口的平面可明显地看出, 疲劳裂纹从涂层表面快速形成, 裂纹在涂层-基体交界处终止, 随着循环周次的不断增加, 裂纹沿着合金基体的滑移带向基体内部扩展, 此滑移面的取向大致与正应力呈 45° 角, 裂纹沿着最大切应力方向的滑移面扩展, 如图 4(a) 所示。对试样断口表面观察结果表明, 裂纹沿着一定的结晶学方向传播, 如图 4(b) 所示。

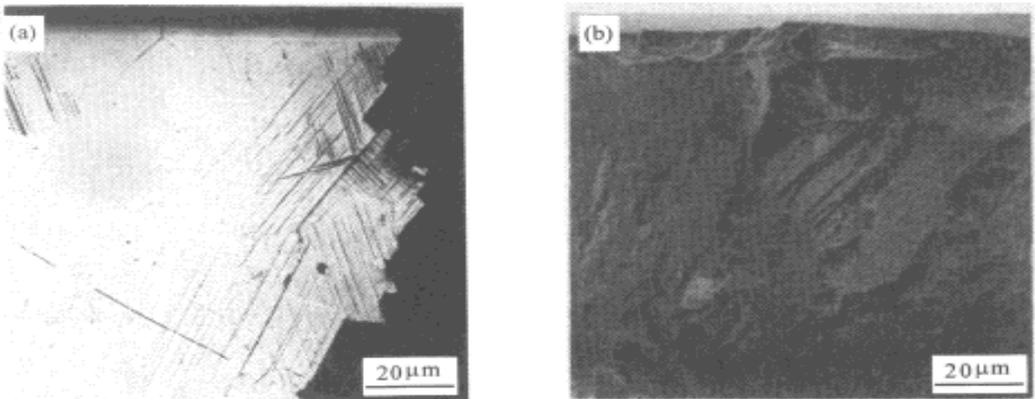


图 4 T < BDTT 时疲劳断裂特征

(a) 光学金属相图; (b) 扫描电镜图

为了研究涂层-基体之间的断裂关系,对反复弯曲的板材疲劳试样进行了跟踪观察试验,其结果示于图 5。在 $T < \text{BDTT}$ 时,涂层呈现出脆性断裂行为,当 $N = 4.8 \times 10^4$ 时,涂层以极快的速度产生裂纹,此裂纹在涂层-基体交界面处终止(见图 5 中 $T < \text{BDTT}$ 曲线 a 点),此裂纹在一段时间内不扩展,当 $N = 1 \times 10^5$ 时,裂纹开始沿着基体的滑移带渐渐向基体内部扩展,最后导致断裂。

在 $T > \text{BDTT}$ 时,涂层的强度极限随着温度的升高而降低,当 $N = 6.7 \times 10^5$ 时,由于涂层的强度极限明显地低于基体,发现在涂层表面的薄弱之处优先产生裂纹(如缺陷或凸凹不平等处),但远不如在 $T < \text{BDTT}$ 时所产生的裂纹明显,如图 5 中 $T > \text{BDTT}$ 曲线 a 点所示,此裂纹保持相当一段时间不扩展。随着循环周次的不断增加,在合金基体内的枝晶间、显微疏松或碳化物处优先产生裂纹,直至 $N > 1 \times 10^6$ 时,枝晶间的裂纹开始互相连接并扩展,由基体内部渐渐地向涂层表面扩展直至最后断裂。

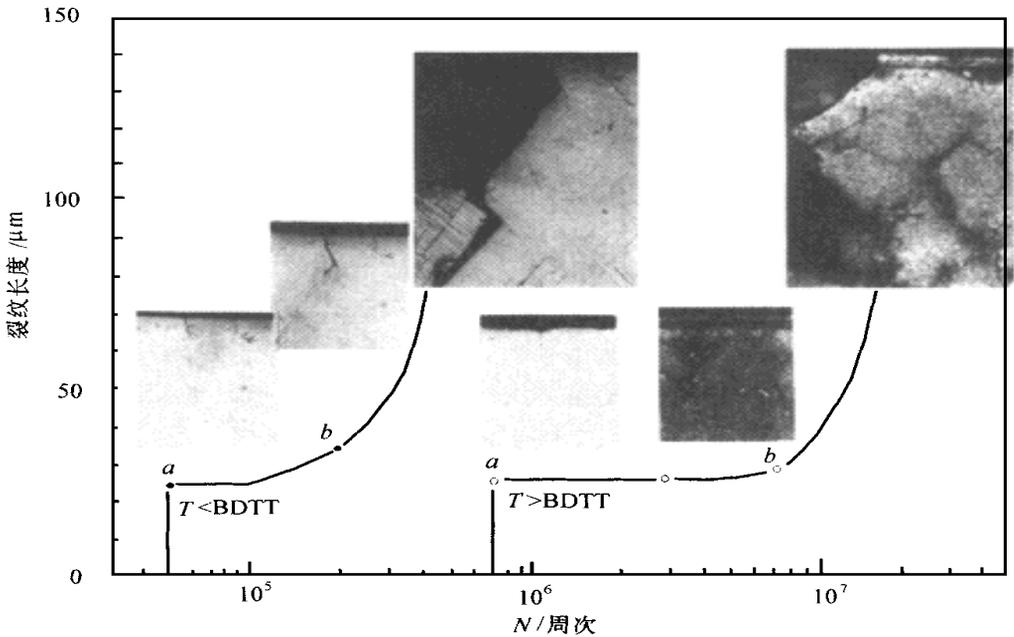


图 5 裂纹长度与试验周次的关系

参 考 文 献

- 1 Well C H, Sullivan C P. Low-cycle fatigue of udimet 700 at 1700F. ASM Trans, 1968, 61: 149 ~ 155.
- 2 Goward G O W. Current research on the surface protection of superalloys for gas turbine engines. J Metals, 1970, 10: 38.
- 3 Holms D R, Rahmel A. Materials and Coating to resist high temperature corrosion. Applied Science Publishers, Ltd, 1978. 233 ~ 236.
- 4 David J V. Determination of the ductile to brittle transition temperature of platinum-aluminide gas turbine blade coating: [dissertation]. Monterey, California: Naval Postgraduate School, 1985. 28 ~ 32.
- 5 Paskiet G F, Boon D H, Sullivan C P. The effect of aluminide coating on high-cycle fatigue behavior in nickel-base superalloy. J Inst Metal. 1972, 100(2): 58.