

高温合金低熔点相对焊接热裂纹的影响

钟祖桂 史常瑾

一、前言

铸造镍基高温合金在焊接时通常容易形成焊接热裂纹——结晶裂纹和液化裂纹，如图1所示。由于焊接热裂纹的存在，使合金性能和使用寿命受到严重影响。国内外许多焊接冶金工作者对此十分重视，并做了大量研究工作。例如，日本的井川博等提出晶间白色相是Inconel 713C等镍基合金形成焊接热裂纹的主要原因^[1]。

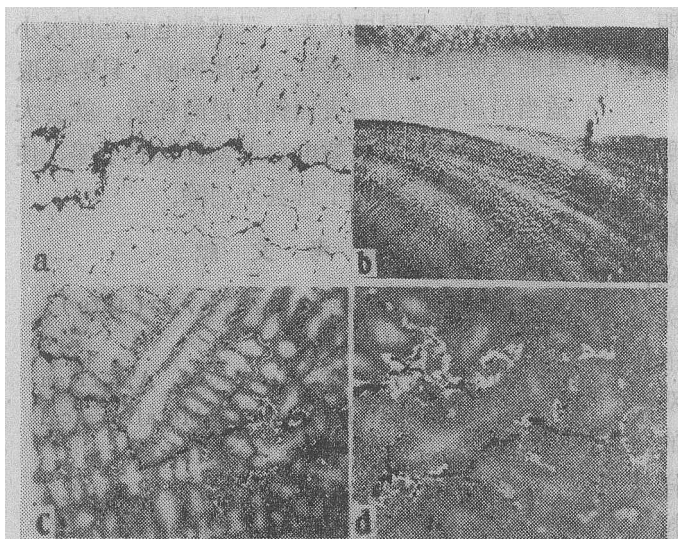


图1 TIG焊接接头的热裂纹

- a—K6C焊缝结晶裂纹(200×)；
- b—K18热影响区液化裂纹(20×)；
- c—K3热影响区液化裂纹(100×)；
- d—同c，裂纹尾部放大(200×)。

本文研究了五种铸造镍基高温合金中不同性质的晶间低熔点相与热裂纹的关系以及热裂纹的断口形貌。这对分析焊接热裂纹，从而采取措施，保证焊接质量具有一定的参考意义。

二、试验条件及方法

试验所用五种铸造镍基高温合金的化学成分及合金中与形成热裂纹有关的主要组成相，分别列于表1和表2。

试样模拟TIG焊接接头各部位的加热温度，分别在1180~1320℃温度区间的不同温度下进行加热，保温5分钟，盐水激冷，然后作金相分析和扫描电镜观察。

三、试验结果及分析

试验结果见表3。表3所列的试验结果及金相观察表明，影响这几种合金热裂纹敏感性的主要因素是低熔点相——碳硼化物共晶和 $(\gamma + \gamma')$ 共晶的性质和数量。

1. 碳硼化物共晶的影响

在K6合金中，晶间主要组成相是 M_3B_2 和MC，它们是在结晶过程中析出的一次相，通常形成低熔点的、骨架状的碳硼化物共晶，分布于晶界和枝晶间。

图2表明K6合金在高温加热时碳硼化物液体膜的形成过程及其与裂纹的关系。在1200℃加热时，碳硼化物

表 1 五种合金的化学成分(平均值)%

牌 号	C	Cr	Mo	W	Co	Al	Ti	Nb	Fe	B	Ni
K6	0.15	15.5	5.25	—	—	3.83	2.5	—	<5.0	0.075	余
K6C	0.055	18.75	5.25	—	—	3.63	2.5	—	<5.0	0.075	余
K3	0.15	11.0	4.15	5.15	5.25	5.6	2.6	—	≤2.0	0.02	余
K18	0.125	12.75	4.3	—	—	6.1	0.8	2.2	—	0.015	余
K19	0.12	5.9	2.0	10.0	12.0	5.5	1.3	2.85	—	0.075	余

表 2 合金中与裂纹形成
有关的组成相^[2-5]

合金 牌号	有关组成相, %			合金固液相线 温度范围, °C
	M ₃ B ₂	MC	($\gamma+\gamma'$) 共 晶	
K6	0.84	0.8	微量	1260~1345
K6C	0.73	0.13	少量	1260~1340
K3	微量	1.2	3.0	1285~1388
K18	M ₃ B ₂ +MC=0.9		0.4	1275~1350
K19	0.8	1.0	7~14	1260~1340

为骨架状(图2a); 在1220°C加热时, 碳硼化物由原来的骨架状趋于颗粒状(图2b); 在1240°C加热时, 碳硼化物开始熔化形成液体膜(图2c), 激冷后, 沿晶间液体膜开始产生液化裂纹, 其长度为4.5毫米/厘米², 在1270°C加热时, 晶界上除了已熔化的碳硼化物外, 基体金

表 3 不同温度加热激冷的裂纹敏感性

合 金 牌号	开始产生 液化裂纹 温度, °C	加热激冷后的裂纹长度 毫米/厘米 ²		
		1240°C	1270~1280°C	1300°C
K6	1240	4.5	21.8	4.0
K6C	1220	5.0	12.0	6.0
K3	1220	8.5	15.7	7.0
K18	1200	10.5	13.4	10.5
K19	1200	11.0	20.8	17.0

属也开始熔化, 形成连续的液体膜, 此时未熔的固相晶粒完全被晶间液体膜包围(2d), 激冷后裂纹长度突然增大, 达到21.8毫米/厘米²; 温度再提高, 裂纹反而减小。

K6C合金加热激冷后晶间相形态和K6合金基本相似。金相观察表明, K6和K6C合金形

成裂纹的主要原因, 是由于碳硼化物在高温加热后形成晶间液体膜, 激冷时在收缩应力作用下沿液体膜产生开裂造成的。但是由于K6C合金含碳量低, MC相少, 碳硼化物低熔点相熔化后不足以形成象K6合金那样长的、连续的晶间液体膜, 因此在1270°C加热时, K6C的裂纹长度比K6的小得多(见表3)。由此可见, 低熔点共晶的数量和晶间液体膜的分布特点, 对裂纹的形成和扩展有着重要的影响。

2. ($\gamma+\gamma'$) 共晶的影响 ($\gamma+\gamma'$) 共晶分布于晶界

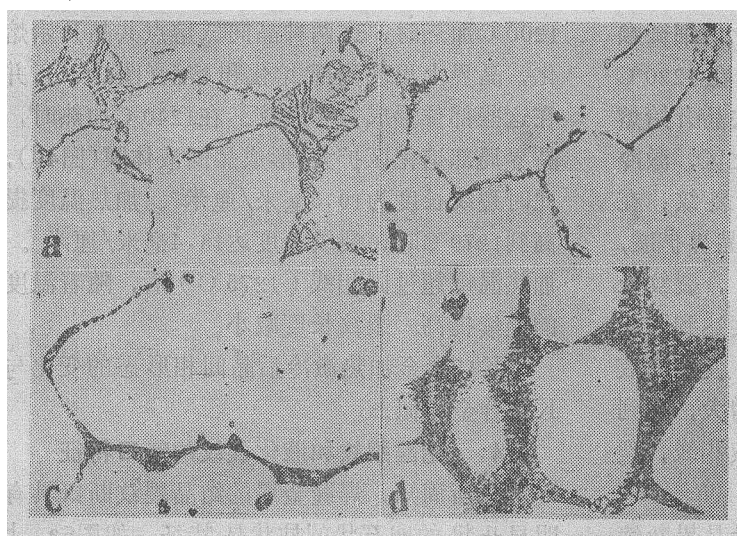


图 2 K6 合金加热激冷后晶间相的不同形态

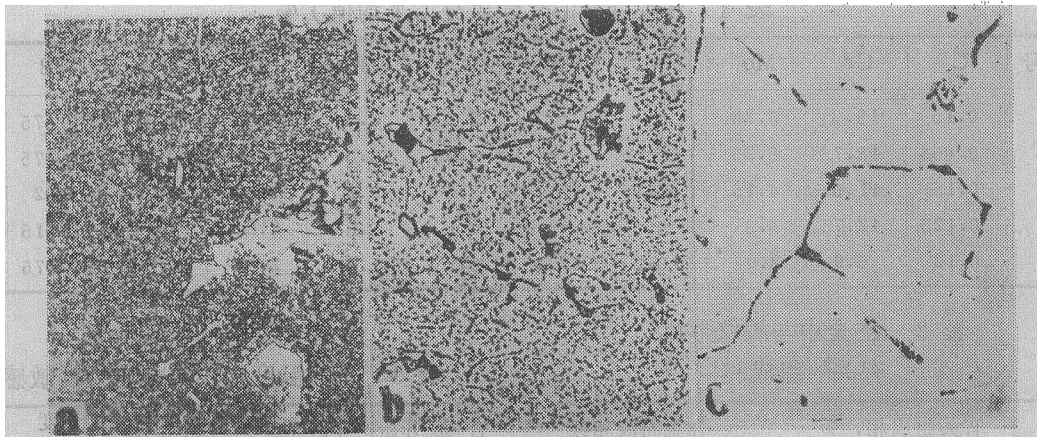


图 3 K3合金在不同热处理制度下的组织和晶间相形态

a—铸态 (500×); b—1200°C加热激冷 (300×); c—1240°C加热激冷 (300×)。

和枝晶间,常以花瓣状和细微颗粒状两种形式存在。用TIG焊焊接K3和K18合金时,发现热影响区的裂纹都是沿着 $(\gamma+\gamma')$ 共晶产生和发展的。因此,有必要了解 $(\gamma+\gamma')$ 共晶高温加热后的变化情况。

图3为K3合金在不同热处理制度下的组织和晶界状态。图3a为原始状态的组织。在1200°C加热后,由于发生 γ' 向 γ 固溶体的溶解过程, $(\gamma+\gamma')$ 共晶中的 γ' 也溶解于共晶基体 γ 固溶体中,从而使花瓣状共晶中的 γ 固溶体的纹路变宽和扩展(图3b),同时晶界上的细微颗粒状的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶也明显可见。在1220°C加热时,细微颗粒状的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶开始熔化,在晶界形成许多微小的局部熔化区,激冷后在这些局部熔化区就产生微小的裂纹;在1240°C加热时,局部熔化区扩大,沿晶界扩展,形成断续分布的晶间液体膜(图3c),裂纹长度增加到8.5毫米/厘米²;加热温度达到固相线时,晶界上液体金属的数量增加,使晶间液体膜增长,激冷后裂纹长度显著增大,达到15.7毫米/厘米²;当加热温度趋于液相线,裂纹长度又随之减小(表3)。

$(\gamma+\gamma')$ 共晶形成的热裂纹沿晶界断续分布,粗细不均,形成裂纹的温度较低,但是裂纹发展速度较为缓慢。

3. $(\gamma+\gamma')$ 共晶和碳硼化物复合作用的影响

在K18和K19合金中,晶界和枝晶间同时存在 $(\gamma+\gamma')$ 和碳硼化物两种低熔点共晶,而且碳硼化物通常分布在块状和花瓣状的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶边缘。

图4示出K18合金加热激冷后低熔点共晶的不同形态。从图4a看出,晶界和枝晶间存在白块状和细微颗粒状的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶,在块状的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶边缘分布着碳硼化物。1200°C加热时,这两种晶间低熔点共晶开始熔化,晶界上出现局部熔化和熔洞(图4b、c),并在这些部位形成微小裂纹。在1240°C加热时,晶界局部熔化区扩大,形成晶间液体膜(图4d),此时裂纹长度为10.5毫米/厘米²。加热温度提高到1270°C时,裂纹长度达13.4毫米/厘米²。加热温度超过固相线(1275°C)后,随着温度的继续提高,裂纹长度减小。

K19合金加热激冷后晶间相形态的变化与K18合金相似。

4. 结晶裂纹和液化裂纹的断口特征

众所周知,焊缝金属的结晶裂纹断口具有明显凸起的卵石状的柱状晶特征,如图5a、b所示。这种特征是由于焊缝金属结晶时,在液固相线之间,在应力作用下沿晶界或枝晶间的

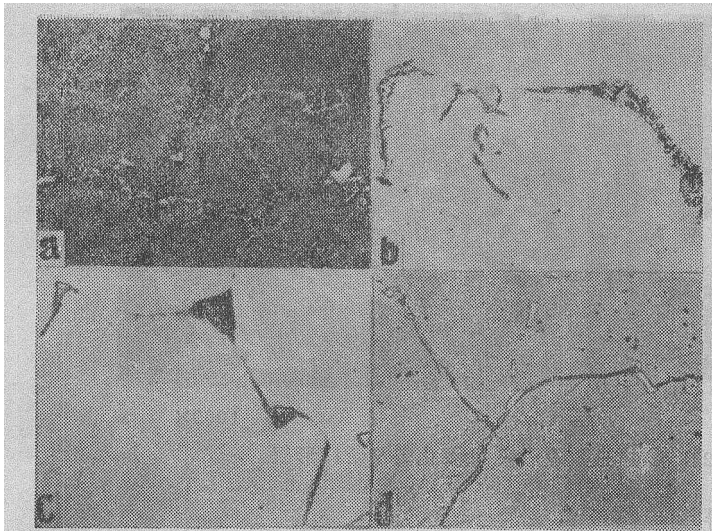


图 4 K18合金加热激冷后的晶间相形态

a—铸态 (200×); b、c—1200°C激冷 (1000×);
d—1240°C激冷 (500×)。

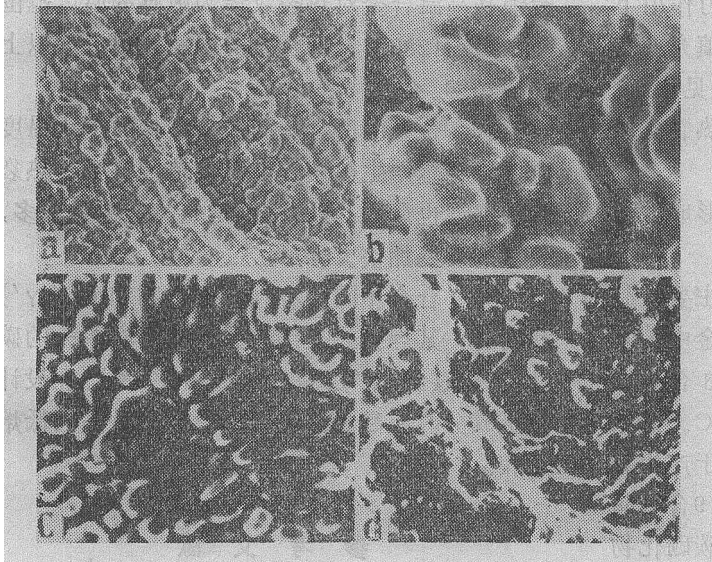


图 5 结晶裂纹的断口特征

a、b—GH30、K6C合金TIG焊缝的结晶裂纹;
c、d—K6C合金1300°C、1270°C加热激冷形成的裂纹。

液体膜产生开裂，而后残留在裂纹断口表面的液体金属立即凝固形成的。本试验用模拟方法将上述五种合金分别加热到1300~1320°C激冷，裂纹的断口表面也呈现卵石状的柱状晶特征 (图5c)，这与焊缝结晶裂纹的特点相似。

合金在固相线附近加热激冷时，裂纹断口表面的柱状晶不很明显，而且数量有所减少 (图5d)。

合金在固相线温度以下和晶间低熔点相开始熔化温度以上加热激冷时，裂纹断口表面呈现凸凹不平的特征，见图6。在凸起部分可看到一些不同形状的波峰呈弧形或小圆圈，这些波峰是低熔点相熔化后形成很薄的晶间液体膜，在晶界开裂时，由于晶粒的相对移动，晶间液体膜被拉长，在随后的快速冷却中被拉长的液体膜立即凝固，形成不同形状的波峰。在断口的凹陷部位可看到许多小球和呈扇形的脆断特征 (图6b)，这说明晶界在开裂的瞬间，首先是从晶界上有熔化了了的低熔点共晶液体膜的部位开始的，然后沿着未熔的晶间部分扩展，残留在先开裂的断口表面的液体膜由于数量少，不足以形成柱状晶而凝固成许多小球。所以液化裂纹的断口特征既表现为液体金属凝固的小球，又具有固相脆断的特征。

四、问题讨论

1. 试验表明，五种合金在1270~1280°C (固相线附近或以上10~20°C) 加热激冷后的裂纹长度达到最大，即为“峰值裂纹”。因合金在固相线以下加热时，尽管低熔点相开始熔化，在晶界上某些部位形成晶间液体膜，激冷时产生裂纹，

但由于基体尚未熔化，在晶界上存在“晶间固相桥”，使晶间具有一定的结合强度，从而减缓或阻止裂纹的发展。合金在接近液相线温度加热时，由于基体金属的大量熔化，使晶间液体膜数量增加，激冷时即使产生裂纹，由于晶界上

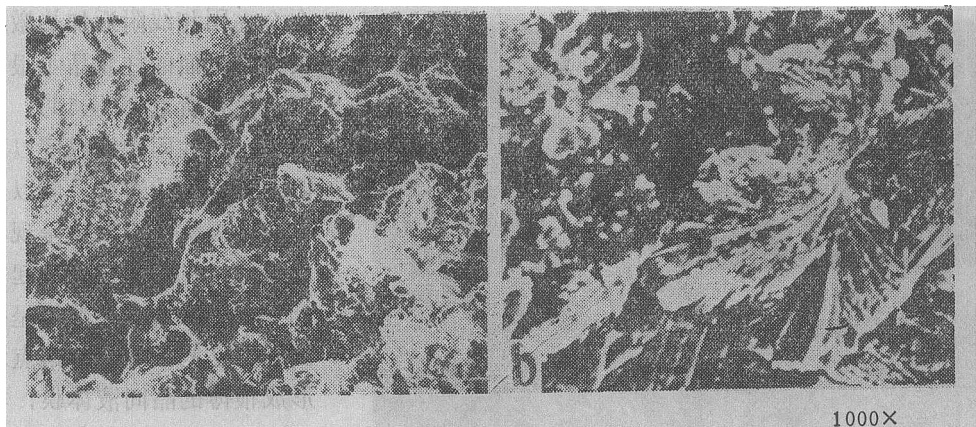


图 6 K6合金在1240°C加热激冷形成的液化裂纹断口形貌

大量液体金属及时流动补充使裂纹得到“愈合”，所以裂纹长度并不大。但合金在固相线附近或以上10~20°C加热时，由于基体晶粒边界开始熔化使“晶间固相桥”消失，此时晶界未熔的固相完全被晶间液体膜包围，在应力作用下易开裂而又不能及时得到液体金属的填充使之“愈合”，因而裂纹长度最大。由此可见，合金的固相线附近或以上10~20°C是合金热裂纹最敏感的温度范围。

2. 从表3看出，各种合金开始形成液化裂纹的温度和裂纹程度是不同的。

影响晶界开始熔化温度的因素，主要是晶间低熔点相的性质。例如，在K6合金中碳硼化物的熔化温度约为1240°C，在K3合金中($\gamma+\gamma'$)共晶的熔化温度约为1220°C。如果晶界同时存在这两种低熔点共晶，由于产生相互影响而使熔点降低。例如K18、K19合金晶界的熔化温度约为1200°C，比单一的碳硼化物或($\gamma+\gamma'$)共晶的熔化温度约低20~40°C。晶间低熔点相的熔点愈低，合金产生热裂纹的温度范围愈宽，液化裂纹敏感性也愈大。

合金中低熔点相的数量和分布形态对热裂纹的敏感性也具有很大的影响。例如K6和K19合金由于含有较多的碳硼化物共晶，熔化后呈细长连续的液体膜沿晶界分布，因此在1270~1280°C加热激冷时，峰值裂纹达到最大。这说明K6和K19合金对结晶裂纹是十分敏感的。

五、结 论

1. K3、K6、K6C、K18和K19五种铸造镍基高温合金对热裂纹最为敏感的温度范围是1270~1280°C，即合金的固相线附近或以上10~20°C。

2. 合金中所含晶间低熔点相的熔化温度愈低，合金产生热裂纹的温度范围愈宽，热裂纹敏感性也愈大。合金中低熔点相的数量增多，裂纹的发展加快。

3. 合金中同时存在碳硼化物和($\gamma+\gamma'$)共晶时，其焊接热裂纹敏感性比含有单一的碳硼化物或($\gamma+\gamma'$)共晶的合金大，因此在设计合金成分时应尽量避免合金形成多种晶间低熔点相。

参 考 文 献

- [1] 井川博等，溶接学会志，Vol.39, No.10, 1970.
- [2] 钢铁研究院，K18铸造镍基高温合金研究报告，1978.
- [3] 高温合金金相图谱，冶金工业出版社，1979.
- [4] 六二一所等，412(K19)铸造镍基高温合金，1974.
- [5] 六二一所，K6C铸造镍基高温合金技术总结，1981.