

DZ68 镍基高温合金的凝固偏析

管秀荣^{1,2,3}, 郑志², 佟健², 刘恩泽², 于永泗², 朱耀宵², 翟玉春¹

- (1. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;
2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016;
3. 沈阳理工大学 环境与化学工程学院, 沈阳 110168)

摘要: 利用硅-碳管炉制备凝固样品, 采用金相显微镜观察 DZ68 合金的凝固过程, 利用电子探针测定 DZ68 合金凝固过程中的元素含量, 研究 DZ68 合金的凝固过程及合金元素、杂质元素的偏析行为。结果表明: DZ68 合金的凝固过程主要在 1 370~1 310 °C 内完成, 合金的终凝温度介于 1 180~1 200 °C 之间; DZ68 合金中主元素 W、Re、Ta、Al 的偏析系数经测定分别为 2.2、4.5、0.58 和 0.8, 其中 W 和 Re 为强烈负偏析元素, Ta 是强烈正偏析元素; 有害杂质元素 S、P、B 和 Si 在枝晶间发生严重偏聚。热力学分析表明, 这些偏聚的杂质元素在枝晶间可能形成 Ni₃P、Ni₃S₂ 和 M₃B₂ 等低熔点化合物, 从理论上解释了 DZ68 合金终凝温度降低的原因。

关键词: DZ68; 高温合金; 凝固行为; 偏析

中图分类号: TG 146.1 文献标识码: A

Solidification and segregation of DZ68 nickel-base superalloy

GUAN Xiu-rong^{1,2,3}, ZHENG Zhi², TONG Jian², LIU En-ze², YU Yong-si², ZHU Yao-xiao², ZHAI Yu-chun¹

- (1. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China;
2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;
3. School of Environmental and Chemical Engineering, Shenyang Ligong University, Shenyang 110168, China)

Abstract: The samples of solidification were produced by the silicon-carbon tube. The whole solidification of DZ68 alloy was observed by optical microscopy (OM). The content of element of DZ68 alloy during of solidification was measured by electronic probe micro analysis(EPMA). The solidification behavior and segregation of elements in the DZ68 alloy were studied. The results show that the solidification of DZ68 alloy mainly completes between 1 370 and 1 310 °C, and the final set temperature is confirmed between 1 180 and 1 200 °C. The segregation coefficients of W, Re, Ta and Al in DZ68 alloy are obtained as 2.2, 4.5, 0.58 and 0.8, respectively. The segregation coefficients of different elements show that W and Re are strong negative segregation elements and Ta is strong positive segregation element. The impurity elements of S, P, B and Si are severely clustered in the interdendritic area. The thermodynamical analysis shows that these elements are possible to form low melting compounds such as Ni₃P, Ni₃S₂ and M₃B₂ in the interdendritic area, which explains the reason why the final setting temperature of DZ68 alloy decreases.

Key words: DZ68; superalloy; solidification; segregation

根据我们过去的研究证明^[1-3], 原镍基高温合金中的 S、P、B、Zr 和 Si 等微量杂质元素含量过高。这使合金不仅形成低熔点共晶, 严重降低终凝温度, 而

且加剧了合金中主元素的凝固偏析, 因而限制了合金化程度^[4], 影响了合金承温能力的提高^[5-7]。据此, 本文作者通过对镍基高温合金的提纯, 使终凝温度大幅

提高,降低主元素的凝固偏析程度^[8],适当增加合金化程度,发展出 DZ125L、DZ38G 和 K438、GK441 等第一代低偏析镍基高温合金,其承温力分别比同类合金提高了 20 °C。

镍基高温合金中的凝固偏析程度,不仅与合金中形成低熔点共晶的微量杂质元素有关,还与合金中主元素有关,其影响程度可能更大。通过对合金进行纯化和选择添加偏析较轻的主合金元素研制的新一代 DZ68 合金,使 DZ68 合金的承温能力又提高了 20 °C。

为了发展高性能的低偏析镍基高温合金,需要测量合金元素的大量凝固偏析数据。镍基高温合金中各合金元素间的交互作用,使合金中的合金元素的凝固偏析特性变得非常复杂,很难用现有的热力学数据进行定量或半定量分析,本文作者通过对 DZ68 合金凝固偏析的研究,测定合金的凝固偏析数据,进一步改进 DZ68 合金提供理论依据。

1 实验

1.1 实验材料

真空感应冶炼的低偏析 DZ68 合金的化学成分如表 1 所示。合金成分设计的原则是不加或少加偏析严重的 Nb、Ti 等元素;加入 Al 和 Ta 等 γ' 形成元素及 Mo、W 和 Re 等固溶强化元素,以保证强化和强化的平衡;加入一定量的 Cr 以保证抗热腐蚀性能。

表 1 DZ68 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of DZ68 alloy (mass fraction, %)

C	Cr	Co	Al	Ta
0.03-0.05	12.7-13.8	9.0-11.0	5.6-6.5	3.0-4.5
Ti	W	Mo	Re	B
0.43-1.0	5.2-6.2	0.89-1.00	1.8-3.0	<0.01
S	P	Si	Ni	
<0.003	<0.001 2	<0.05	Bal.	

1.2 实验方法

将 DZ68 合金加工成 $d8\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的圆柱形试样,并放入石墨舟内。将载有试样的石墨舟放入硅-碳管加热炉内进行熔化和凝固试验。炉温的控制精度为 $\pm 3\text{ }^\circ\text{C}$ 。

先将试样加热到 1410 °C,保温 10 min,使试样完全熔化,然后随炉缓冷到设定温度(分别为 1380、1370、1355、1340、1310、1290、1270、1200 和 1180 °C),保温 10 min,并迅速水淬。凝固试样经预磨、抛光和化

学腐蚀(腐蚀液为 20 mL 水+20 mL 浓盐酸+4 g 硫酸铜)后,在 LEICA 光学显微镜下测定剩余液体的体积分数,在 EPMA-1610 型电子探针分析仪上测定合金中元素的含量和分布。对于每个凝固温度的试样,测定其凝固前沿与未凝液体相邻固体的成分,各测量 3 次,取平均值。

2 结果与讨论

2.1 合金的凝固过程

不同凝固温度下合金中剩余液体的体积分数如表 2 和图 1 所示。由表 2 可以看出,合金凝固的开始温度在 1370~1380 °C 之间。1355 °C 时,合金已凝固 50%;1310 °C 时,还剩 5% 的液体未凝固;至 1290 °C 时,仍剩 0.5% 的液体未凝固;直至 1180 °C 时,合金才完全凝固。不同温度凝固试样的典型组织如图 2~5 所示。

表 2 不同凝固温度下合金中剩余液体的体积分数

Table 2 Volume fraction of residual liquid in samples at different solidification temperatures

Temperature/°C	Volume fraction of residual liquid/%
1380	100
1370	82
1355	50
1340	15
1310	5
1290	0.5
1270	Smidgen
1200	Thimbleful
1180	None

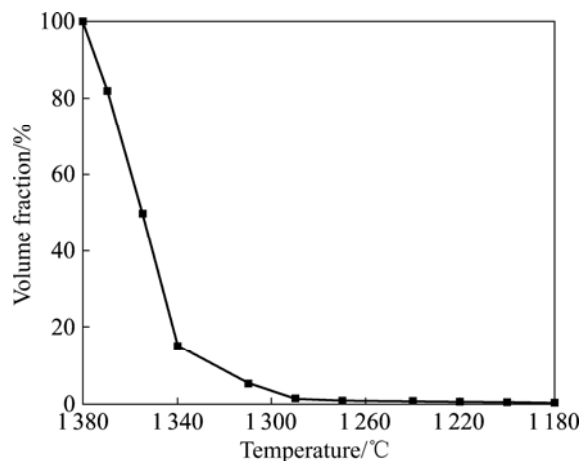


图 1 剩余液体体积分数与凝固温度的关系

Fig.1 Relationship between volume fraction of residual liquid and solidification temperature

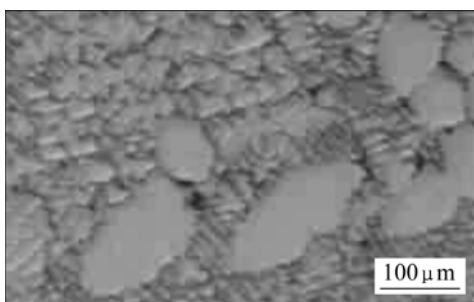


图2 1370 °C水淬组织(18%固体+82%液体)

Fig.2 Microstructure of water quenched sample at 1370 °C: solid 18%+liquid 82%

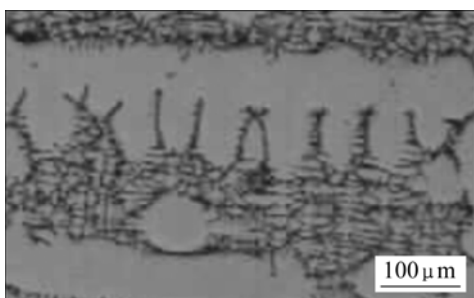


图3 1355 °C水淬组织(50%固体+50%液体)

Fig.3 Microstructure of water quenched sample at 1355 °C: solid 50%+liquid 50%

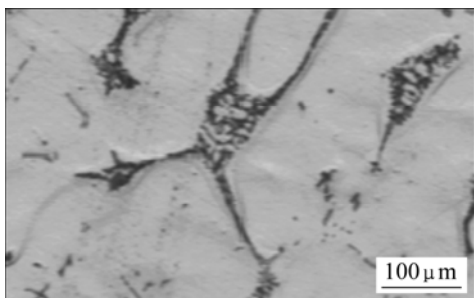


图4 1340 °C水淬组织(85%固体+15%液体)

Fig.4 Microstructure of water quenched sample at 1340 °C: solid 85%+liquid 15%

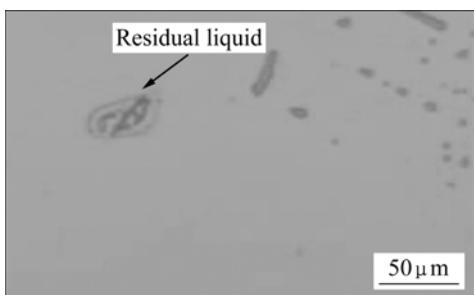


图5 1270 °C水淬组织(99.5%固体+0.5%液)

Fig.5 Microstructure of water quenched sample at 1270 °C: solid 99.5%+liquid 0.5%

图2所示为1370 °C凝固后水淬组织的金相照片,图中大的椭圆块是首先凝固的 γ 相,大块状 γ 相周围是剩余液相经水淬形成的细小枝晶。随着凝固温度的降低, γ 相体积分数迅速增加并呈树枝状,剩余液相逐渐变得不连续。到1355 °C时, γ 相体积分数已经达到50%,在该温度的凝固后期,合金凝固前沿的液体中开始析出块状MC,如图6所示。块状MC为高Ta相,其从液体中析出,消耗了周围液体中的Ta和C等元素,导致凝固温度升高,加速了凝固。因此,在图6中看到块状MC存在于 γ 相中。在1310 °C时,未凝的液体量只占总体积的5%左右,这说明DZ68合金的凝固主要在1370~1310 °C之间完成。在1310 °C以下凝固速度趋于缓慢(见图1),1200 °C时只有极少量的剩余液体;在1180 °C凝固的样品中未见剩余液体。通过以上分析可以确定合金的终凝温度在1200~1180 °C区间内。

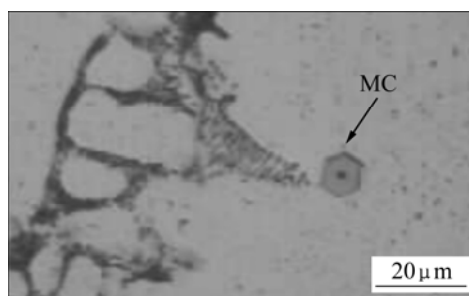


图6 1355 °C凝固时析出的块状MC

Fig.6 Precipitation of MC at 1355 °C

合金在1290~1200 °C之间总有少量液体存在,这可能是由于S、P、B和Si等杂质元素向枝晶间偏聚所致^[9]。虽然DZ68合金的终凝温度约为1200 °C,但与K38合金相比,终凝温度已提高100 °C。这两种合金的主元素含量差别不大,但终凝温度却有如此大的差别,主要是由于两种合金中的微量杂质元素含量差别较大。K38合金中S、P、B和Si的质量分数分别为0.003%、0.005%、0.014和0.09%,而DZ68合金中的S、P、B和Si的质量分数分别为<0.003%、0.0012%、0.01%和0.05%。对高温合金而言,终凝温度主要由微量元素的含量决定,微量元素的含量越低,其终凝温度越高。由此可见,经低偏析技术纯净化的DZ68合金的终凝温度显著提高,这有利于合金的固溶处理。

在含50%以上 γ' 强化相的高温合金中,由于严重的树枝状偏析,常会在枝晶间出现2%~10%的($\gamma+\gamma'$)共晶组织。当合金中存在($\gamma+\gamma'$)共晶时,则会产生共晶反应偏析^[10]。在($\gamma+\gamma'$)共晶区前沿会富集大量Cr、Mo和

Co 等 σ 相形成的元素, 促使脆性 σ 相在该区域析出, 影响合金使用可靠性。DZ68 合金由于采用低偏析技术及合理的低偏析合金化原则^[11], 减少树枝状凝固偏析, 即使 γ' 数量达到 60%, 合金中也未出现 $(\gamma+\gamma')$ 共晶反应, 并避免了脆性 σ 相的析出, 因而可使其承温能力比同类合金提高约 20 °C。

2.2 合金元素的凝固偏析

在 1 270~1 370 °C 之间, 4 种温度下合金凝固前沿固相的成分如表 3 所列, 图 7(a)所示为以各元素的最低含量(w_{\min})为 1, 经归一化处理, 它们的相对含量随温度的变化。可以看出, 在上述温度区间内, 随凝固温度下降, 凝固前沿固相中 Re、W 和 Co 的含量下降。低于 1 340 °C 时, W 含量下降加速, 到 1 270 °C 时, Re 含量下降最多, Co 含量下降轻微。Ti、Mo、Al 和 Cr 随温度下降其含量增加, 其中 Ti 含量增加最大, Cr 含量增加轻微。Ta 含量先增加后下降, 这种变化可能与凝固后期在凝固前沿析出以 TaC 为主的 MC 型碳化物有关。由于 TaC 的析出, 使凝固前沿 Ta 含量下降, 部分或全部抵消由于偏析引起的 Ta 含量增加, 使凝固前沿的 Ta 含量在 1 340~1 310 °C 范围内几

乎不变。当 TaC 析出量增加时, 由 TaC 析出导致 Ta 含量的下降量超过由偏析引起的增加量, 致使凝固前沿的 Ta 含量下降。受 MC 碳化物析出的影响, Ti 和 Mo 的含量在 1 340~1 310 °C 之间下降速度变缓。

合金元素的偏析系数 $K=w_{de}/w_{id}$ 。在本实验中, 以 1 370 °C 下最初凝固的固相中各元素的含量作为 w_{de} , 以 1 340、1 310 和 1 270 °C 下凝固前沿固相中各元素的含量作为 w_{id} , 计算得列各元素的偏析系数如表 3 所列, 偏析系数随凝固温度的变化如图 7(b)所示。由此可以看出, Re、W 和 Co 元素偏析系数大于 1, 表明这 3 种元素倾向偏聚于枝晶轴, 为负偏析元素。Re 的偏析系数最大, 达 4.5, 是严重的负偏析元素; W 的偏析系数为 2.2, 是较严重的负偏析元素; Co 的偏析系数为 1.2, 是较轻的负偏析元素。Ti、Mo、Ta、Al 和 Cr 元素偏析系数小于 1, 倾向偏聚于枝晶间, 这些元素为正偏析元素。Ti 的偏析系数最小, 为 0.3, 是严重的正偏析元素; Mo 和 Ta 的偏析系数约为 0.6, 是中等正偏析元素; Al 和 Cr 的偏析系数大于 0.8, 是较弱的正偏析元素。这些合金元素偏析程度由重到轻的顺序为: Re→Ti→W→Ta→Mo→Al→Co→Cr。合金元素偏析的程度与凝固速度、凝固温度范围及元素的

表 3 不同温度下凝固前沿固体中各合金元素的含量及偏析系数

Table 3 Contents of elements in solidification front at different temperatures and segregation coefficients

$t/^\circ\text{C}$	Ta		W		Re		Mo		Ti		Cr		Co		Al		Ni	
	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K	$w_{id}/\%$	K
1 370	2.32	1.00	6.02	1.00	2.29	1.00	0.67	1.00	0.26	1.00	12.29	1.00	9.91	1.00	4.96	1.00	60.9	1.00
1 340	4.66	0.50	3.81	1.58	1.17	1.96	1.04	0.64	0.58	0.45	12.51	0.98	8.43	1.18	5.33	0.93	61.1	0.99
1 310	4.66	0.50	3.27	1.84	0.59	3.82	1.16	0.58	0.68	0.38	13.05	0.94	8.47	1.17	5.81	0.85	61.4	0.99
1 270	3.98	0.58	2.75	2.20	0.51	4.49	1.15	0.58	0.89	0.29	12.91	0.95	8.14	1.22	6.18	0.80	61.9	0.98

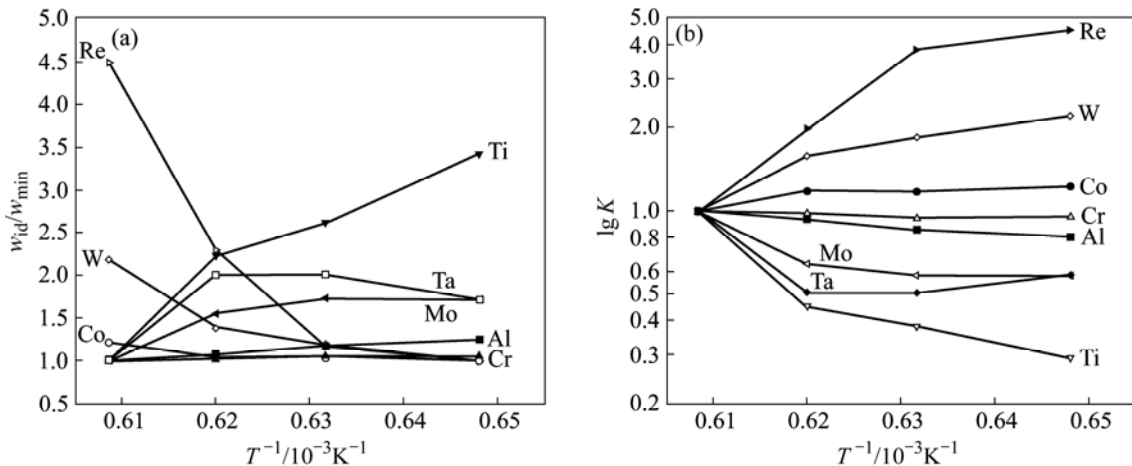


图 7 合金凝固前沿固相的成分(a)和偏析系数(b)随凝固温度的变化

Fig.7 Content variations of elements in solidification front and segregation coefficients with temperature

扩散能力有关。凝固速度越大,凝固温度范围越宽,元素的扩散能力越小,偏析就越严重。在本试验中各试样的冷却速度相当,可见试验合金中合金元素的偏析程度主要与凝固温度范围及元素的扩散能力有关。上述各合金元素偏析程度的顺序基本与它们的原子半径由大到小的顺序相对应,说明扩散能力的影响比其他因素的影响更大。

由图 7(b)还可以看出,随凝固温度下降,Re 和 W 的偏析系数显著增加,而 Ti 的偏析系数显著下降,Co、Cr 和 Al 的偏析系数偏离 1 的程度很小。由上述分析可以看出,DZ68 合金中 γ' 形成元素 Al 和 Ta 的偏析较轻(Ti 的偏析虽然严重,但由于其含量少,因而影响很小),这将使热处理合金中的 γ' 强化相能比较均匀地析出,有利于获得均匀性能的合金。但毕竟铸造合金中的偏析难以完全消除,即使 γ' 形成元素在枝晶间的轻微偏聚,也会造成枝晶间的 γ' 数量多于枝晶轴,使枝晶间强度较高。Re、W 和 Co 等起固溶强化作用的负偏析元素的加入,因其容易偏聚于枝晶轴,使枝

晶轴得到固溶强化,从而弥补了枝晶轴因 γ' 数量相对较少而引起的强化不足。由于合金中 γ' 强化与 Re 和 W 等固溶强化的互补,使 DZ68 合金获得高而均匀的高温强度。

2.3 杂质元素的凝固偏析

图 8 所示为 1 270 °C 凝固时剩余液体中杂质元素的面分布,其中图 8(a)所示为背散射电子像,图 8(b)~(f)所示分别为元素 P、S、Si、Ni 和 B 的面分布图。由图 8 可以看出,剩余液体中富 P、S、Si 和 B 而贫 Ni,说明这些杂质元素在 γ 基体中的溶解度非常小,并且在凝固过程中发生了正偏析。由于这些杂质元素在凝固过程中向凝固前沿液体不断偏聚,使得剩余液体的凝固温度不断下降,导致了凝固过程直至 1 200 °C 尚未完全结束。剩余液体中 Ni 的贫化表明,杂质元素的存在加剧了合金中主要合金元素的偏析。由此可见,杂质元素对合金成分的均匀化是有害的。

由图 8 还可以看出,尽管在凝固温度下水淬,快

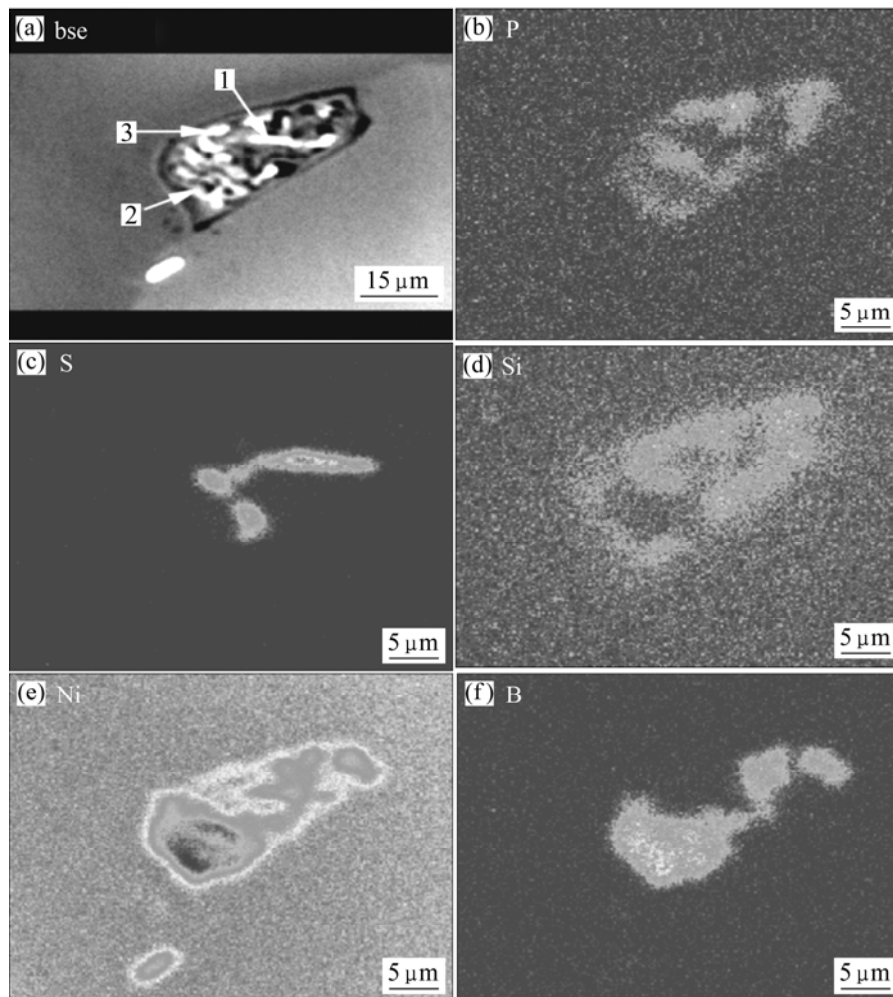


图 8 在 1 270 °C 水淬试样的剩余液中 Ni 和杂质元素的面分布

Fig.8 Ni and impurity elements distribution maps in residual liquid of water quenched sample at 1 270 °C

冷的剩余液体区内杂质元素的分布仍极不均匀, 存在着这些杂质各自的富集区, S 富集于剩余液体区的中部, P 和 Si 主要富集于剩余液体区的周边且分布趋势相同, B 则分布于剩余液体区的内部。上述观察表明, 这些杂质元素是极易偏析的元素。

表 4 所列为快冷剩余液体中各杂质元素富集区(图 8 中箭头所指的位置)的杂质元素与 Ni 元素的电子探针定量结果。由表可以看出, 剩余液体中各杂质元素的最高含量比其在合金中的平均含量高 2~3 个数量级, 可见这些杂质元素偏析的严重程度。因此, 严格控制杂质元素的含量对于获得高性能的合金是非常重要的。

表 4 剩余液体各杂质元素富集区中元素的摩尔分数

Table 4 Molar fraction of elements in different area

Position in Fig.8(a)	$x_i/\%$				
	Ni	Si	B	P	S
1	23	0.5	6.8	0.9	6.3
2	10.9	0.5	29	0.7	0.7
3	41	2.6	0	1.5	0.4

由于这些杂质元素的严重偏析, 可能导致在合金的终凝区形成这些杂质元素的低熔点化合物, 如 Ni_3P ^[12]、 Ni_3S_2 和 M_3B_2 ^[13]。下面根据二元相图^[14]和热力学计算来分析这些低熔点化合物形成的可能性。

表明自由能与温度和活度关系的范特霍夫方程为

$$\Delta G = \Delta G^\ominus + RT \ln J \quad (1)$$

式中 ΔG 为反应过程的吉布斯自由能变化; ΔG^\ominus 为标准吉布斯自由能; R 为摩尔气体常数; T 为绝对温度; J 为反应物和生成物的活度比, 本实验中用摩尔分数来代替活度。

对于硫化物, 已知富 S 区(图 8(a)中的点 1)S 的摩尔分数为 6.3%, Ni_3S_2 的熔点为 1 063 K, Ni- Ni_3S_2 的共晶温度为 918 K。对于磷化物, 已知富 P 区(图 8(a)中的点 3)P 的摩尔分数为 1.5%, Ni_3P 的熔点为 1 243 K, Ni- Ni_3P 的共晶温度为 1 143 K。 ΔG^\ominus 由热力学数据^[15]求得。将已知数据代入式(1), 所算得的 ΔG 值列于表 5 中。

由表 5 可以看出, 无论是 Ni_3S_2 还是 Ni_3P , 在其熔化温度下和其与 Ni 形成的共晶温度下, 甚至到低达 298 K 的低温下, ΔG 均为负值。这说明在 DZ68 合金中, 这两种化合物的生成是完全可能的。同样, 有试验表明^[10], 富 B 区(图 8(a)中的点 2)摩尔分数高达 29% 的 B 也有利于低熔点的硼化物 M_3B_2 的形成。很显然, 这些低熔点化合物及其共晶的存在对合金的性能是极

其有害的, 是导致合金终凝温度降低的主要原因。有必要进一步降低这些有害杂质的含量。

表 5 各温度下 Ni_3S_2 和 Ni_3P 的 ΔG 计算值

Table 5 ΔG values of Ni_3S_2 and Ni_3P

T/K	$\Delta G_{\text{Ni}_3\text{S}_2}/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	T/K	$\Delta G_{\text{Ni}_3\text{P}}/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$
298	-225.2	298	-212.6
400	-595	400	-209.7
600	-471.8	600	-202.5
800	-487.4	800	-193.3
918	-307.5	1143	-117
1 063	-319.5	1243	-100.3

3 结论

1) 在本试验条件下, DZ68 合金的凝固主要在 1 370~1 310 °C 温度区间内完成。合金的终凝温度在 1 180~1 200 °C 之间。1 355 °C 凝固时, 合金凝固前沿的液体中开始析出块状 MC 型碳化物。

2) 在 DZ68 合金中, Ti、Mo、Ta、Al 和 Cr 是正偏析的合金元素, 其中 Ti 的正偏析最严重; Re、W 和 Co 是负偏析合金元素, 其中 Re 的负偏析最严重。为使枝晶轴和枝晶间的强化达到均衡, 应合理调整合金元素的类型及其含量。

3) S、P、B 和 Si 是极易在枝晶间发生严重偏聚的有害杂质元素。有害杂质元素的存在是导致合金终凝温度降低的主要原因。这些偏聚的杂质元素在枝晶间形成 Ni_3P 、 Ni_3S_2 和 M_3B_2 等低熔点化合物在热力学上是可能的, 应尽量降低这些杂质元素在合金中的含量。

REFERENCES

- [1] LI Qing-fen, YANG Shang-lin, LI Li, ZHENG Lei, XU Ting-dong. Experimental study on non-equilibrium grain-boundary segregation kinetics of phosphorus in an industrial steel[J]. Scripta Materialia, 2002, 47: 389-392.
- [2] WU Y X, LI X Y, WANG Y M. First-principles study of the influence of lattice misfit on the Al system segregation behaviors of hydrogen and boron in the Ni- Ni_3Al system[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 4845-4852.
- [3] PING D H, GU Y F, CUI C Y, HARADA H. Grain boundary segregation in a Ni-Fe-based (Alloy 718) superalloy[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 456: 99-102.
- [4] 顾林喻, 刘忠元, 史正兴. 高梯度快速定向凝固下 DZ22 高温合金的显微偏析[J]. 中国有色金属学报, 1996, 6(2): 112-115.

- GU Lin-yu, LIU Zhong-yuan, SHI Zheng-xing. Microsegregation of DZ22 superalloy under rapid directional solidification in high grads[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(2): 112-115.
- [5] LIU Feng, YANG Gen-cang KIRCHHEIM R. Overall effects of initial melt undercooling, solute segregation and grain boundary energy on the grain size of as-solidified Ni-based alloys[J]. Journal of Crystal Growth, 2004, 264(1/3): 392-399.
- [6] MISRA R D K, KASHYAP B P. An analysis of intergranular segregation of sulphur in a low alloy steel by stress-induced diffusion process[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1996, 35(6): 755-760.
- [7] WANG Kai, WANG Min-qing, SI Hong, XU Ting-dong Critical time for non-equilibrium grain boundary segregation of phosphorus in 304L stainless steel[J]. Mater Sci Eng: A, 2007, 456: 1-5.
- [8] 胡壮麒, 孙文儒, 郭守仁, 卢德忠. 微量元素磷在铁镍基变形高温合金中的作用[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(6): 947-958.
- HU Zhuang-qi, SUN Wen-ru, GUO Shou-ren, LU De-zhong. Role of P as microelement in the ferronickel based transformational superalloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(6): 947-958.
- [9] 朱耀霄, 张天相. 低偏析高温合金的发展[C]// 低偏析合金的理论研究. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 1995: 1-7.
- ZHU Yao-xiao, ZHANG Tian-xiang. Development of low-segregation superalloy[C]// Chinese Academy of Science, Academic Study of Low-segregation Superalloy. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Science, 1995: 1-7.
- [10] 朱耀霄, 徐乐英, 赵洪恩, 佟英杰, 师昌绪. 一种铸造镍基高温合金中($\gamma+\gamma'$)共晶的形成及 σ 相的控制[C]// 铸造高温合金. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 1986: 24-30.
- ZHU Yao-xiao, XU Le-ying, ZHAO Hong-en, TONG Ying-jie, SHI Chang-xu. Process of formation of ($\gamma+\gamma'$)eutectics and control of σ phase in a cast nickel base superalloy[C]// Proceedings on Cast Superalloy. Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Science, 1986: 24-30.
- [11] 于忠锋, 郑志, 刘恩泽, 于永泗, 朱耀霄. 低偏析高强抗热腐蚀 DZ68 合金的初步研究[J]. 金属学报, 2007, 43(6): 653-658.
- YU Zhong-feng, ZHENG Zhi, LIU En-ze, YU Yong-si, ZHU Yao-xiao. Primary study of a new high strength and good hot corrosion resistance superalloy DZ68 with low segregation[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(6): 653-658.
- [12] 佟英杰, 宁秀珍, 张天相, 毕敬, 朱耀霄. P 对 M38 合金凝固组织与偏析的影响[J]. 材料工程, 1992(s1): 137-138.
- TONG Ying-jie, NING Xiu-zhen, ZHANG Tian-xiang, BI Jing, ZHU Yao-xiao. Effect of P on the solidification segregation and microstructure of M38 alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 1992(s1): 137-138.
- [13] 朱洪群, 唐亚俊, 郭守仁, 张志亚, 朱耀霄, 胡壮麒, 师昌绪. P, Zr, B 对定向凝固 IN718 合金组织和偏析的影响[J]. 金属学报, 1994, 30(7): 312-319.
- ZHU Hong-qun, TANG Ya-jun, GUO Shou-ren, ZHANG Zhi-ya, ZHU Yao-xiao, HU Zhuang-qi, SHI Chang-xu. Effect of P, Zr, B on the segregation and microstructure of directional solidification IN718 alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1994, 30(7): 312-319.
- [14] 虞觉奇, 易文质, 陈邦迪, 陈宏鉴. 二元合金状况图集[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1987: 195-498.
- YU Jue-qi, YI Wen-zhi, CHEN Bang-di, CHEN Hong-jian. Binary alloy phase diagrams[M]. Shanghai: Shanghai Scientific and Technical Press, 1987: 195-498.
- [15] 梁英教, 车荫昌. 无机物热力学数据手册[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 1993: 270-274.
- LIANG Ying-jiao, CHE Yin-chang. Manual of inorganic thermodynamics data[M]. Shenyang: Northeast University Press, 1993: 270-274.

(编辑 何学锋)