

熔体超温处理对 GH742 返回料凝固组织和力学性能的影响

王常帅¹, 吴云胜¹, 张丰之¹, 田强², 周兰章¹

(1. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘要: 采用熔体超温处理方法考察了熔体超温处理温度对 GH742 返回料凝固组织和力学性能的影响规律。结果表明: 当熔体超温处理温度低于 1550 °C 时, 随熔体超温处理温度的升高, 晶粒和枝晶组织显著细化, 枝晶偏析和合金中 N、O、S 元素含量降低, 然而, 温度进一步升高至 1600 °C, 晶粒和枝晶组织粗化、枝晶偏析增大、合金中 N、O 含量升高。熔体超温处理显著影响枝晶干 γ' 相特征, 但对 MC 型碳化物影响较小。MC 型碳化物形貌为棒状或块状, 且随熔体超温处理温度升高无明显变化, 但尺寸和面积分数均略微减小。枝晶干 γ' 相形态则随熔体超温处理升高由近球形向近立方状转变, 尺寸呈现先增后减趋势。合适的熔体超温处理可显著提高返回料的室温抗拉伸强度, 但对塑性无明显影响, 其原因被归因于凝固组织的变化。

关键词: 熔体超温处理; 凝固组织; 枝晶偏析; 力学性能; GH742

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4270-09

镍基高温合金因其优异的高温性能而被广泛用于制造航空发动机、燃气轮机、先进超超临界电站的热端部件, 但镍基高温合金部件在制造过程中由于其加工难度大, 大量合金原料变成了废零件、料头、切削等形式的返回料。镍基高温合金的高温性能取决于合金成分及组织特征, 而返回料重熔使用时存在的气体、夹杂等超标、组织粗大、偏析增加、缩松增多等降低合金性能, 影响其继续使用, 造成资源巨大浪费^[1-4]。

涉及返回料的使用方面, 一般采用降级使用或返回料与新料按一定比例混合使用, 但降级使用造成成本升高, 而返回料与新料混合使用易引起冶金质量和性能波动^[4,5]。因此, 对于返回料而言, 迫切需要优化和发展返回料冶炼工艺, 从而实现返回料的有效回收利用。近年来的相关研究发现, 熔体超温处理对合金的枝晶偏析、凝固缺陷、析出相特征、气体含量等方面具有显著影响^[6-10]。张军等采用熔体超温处理技术实现了晶粒和枝晶组织细化、枝晶偏析降低、析出相优化和力学性能的提升^[7-9,11]。殷凤仕等采用熔体超温处理显著改善了 M963 合金的持久蠕变性能^[12]。此外, 熔体超温处理可显著降低 N、O、S 和疏松含量, 提高合金性能且改善其一致性^[4, 10]。由此可见, 优化合金

的冶金工艺是提高返回料有效回收利用率的有效途径之一。

GH742 合金是一种典型的高合金化 γ' 相沉淀强化型难变形大型涡轮盘用镍基高温合金 (涡轮盘直径约 800 mm), γ' 相体积分数约 37%, 保证其在高温下具有优异的性能^[13], 然而, 高合金化程度在获得高性能的同时也加大了部件的制造难度, 大量合金原料变成了料头、切削等形式的返回料。对于采用铸锭制造的变形高温合金部件, 返回料重熔制备的铸锭质量对其最终性能具有显著影响, 然而, 熔体超温处理工艺的相关研究集中于单晶、定向和等轴晶铸造高温合金, 缺乏对变形高温合金返回料重熔铸锭的系统研究, 因此, 本研究采用熔体超温处理方法考察了熔体超温处理温度对 GH742 返回料凝固组织和力学性能的影响规律。明确合金冶炼工艺与合金组织特征和性能的相关性, 可有效利用镍基变形高温合金返回料, 提高资源使用率, 优化合金性能, 从而为提高返回料使用量, 有效节约资源并降低成本提供理论依据和实验基础。

1 实验

实验用 GH742 合金成分的名义化学成分(质量分

收稿日期: 2021-11-25

基金项目: 国家科技重大专项 (2017-VI-0018-0090); 国家自然科学基金 (51971216, 51301171); “兴辽英才计划” (XLYC1807038)

作者简介: 王常帅, 男, 1983 年生, 博士, 副研究员, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83978449, E-mail: cswang@imr.ac.cn

数, %)为: C 0.04~0.08, Cr 13~15, Co 9~11, Mo 4.5~5.5, Nb 2.4~2.8, Ti 2.4~2.8, Al 2.4~2.8, Ni 余量。合金原料为 GH742 合金返回料, 其表面经打磨、清洗后采用熔体超温处理工艺将返回料重熔浇铸为试棒。熔体超温处理实验为炉料全部熔化后升温至熔体超温处理温度并保温 15 min, 随后冷却至浇铸温度并静置 10 min 后浇铸(不同熔体超温处理实验中合金浇铸温度一致, 从而避免凝固条件的影响)。本次实验在 1450~1600 °C 内选择 4 组冶炼温度, 分别为 1450、1500、1550 和 1600 °C, 浇注温度为 1450 °C。实验所获得试样加工成标距尺寸为 $\Phi 5$ mm \times 25 mm 标准拉伸试样, 在 AG-100KNG 试验机进行室温拉伸实验。经常规金相处理, 利用光学显微镜和 JEOL 6340 型场发射扫描电镜(SEM)观察合金的微观组织特征, 采用 SEM 装备的能谱(EDS)测定成分特征。采用 ImagePro-Plus 软件对 MC 型碳化物平均尺寸及面积分数进行统计。二次枝晶间距采用公式 $\lambda=L/N$ 计算, 其中 L 为沿一次枝晶干排列的 N 个二次枝晶的长度。在这里, N 的取值为 10, 测量次数为 10 次, 即对 10 个不同视场内的二次枝晶间距进行测量。

2 结果与分析

2.1 晶粒尺寸

凝固过程中, 通常希望获得细晶组织。细晶组织不仅可以改善凝固过程中的抗热裂性能、减少疏松和气孔尺寸, 还可以改善铸锭的热加工性且对铸件或采用铸锭

制造的锻件的最终性能具有显著影响, 因此, 晶粒尺寸是铸件或铸锭铸态组织的一个典型特征参数。

图 1 所示为熔体超温处理对晶粒组织的影响。可以看出, 随着熔体超温处理温度的升高晶粒组织呈现先细化后粗化趋势。不同熔体超温处理温度下铸态组织均为等轴晶组织, 未观察到表面细晶区和柱状晶区, 因此, 晶粒尺寸可以作为一个典型特征参数表征铸态组织。当熔体超温处理温度为 1450 °C 时, 其平均晶粒尺寸为 6.3 mm; 当熔体超温处理温度升高到 1500 °C, 平均晶粒尺寸减小为 3.7 mm; 继续升高超温处理温度至 1550 °C 时, 平均晶粒尺寸最小, 仅为 1.2 mm; 然而, 进一步升高熔体超温处理温度至 1600 °C, 平均晶粒尺寸显著增大, 为 6.7 mm。可见, 平均晶粒尺寸随熔体超温处理温度升高呈先减小后增大的非线性变化趋势。

合金的晶粒组织特征与凝固过程中的形核率和生长速率密切相关, 当形核率大于生长速率时, 可以获得等轴晶^[9]。由此可见, 不同超温处理条件下, 合金凝固过程中均具有较高的形核率。等轴晶组织的晶粒尺寸与形核过冷度相关, 通过影响生长速率和形核率, 进而改变合金的晶粒尺寸。合金凝固时, 随过冷度的增加, 形核率和生长速率均增大, 但形核率具有更高的增大趋势, 因此, 过冷度的增加将细化晶粒。同时, 由经典形核理论可知, 过冷度与临界形核半径关系, 过冷度增加将降低临界形核功, 使临界形核半径减小, 同时, 凝固过程中晶核生长的驱动力增大, 从而使得

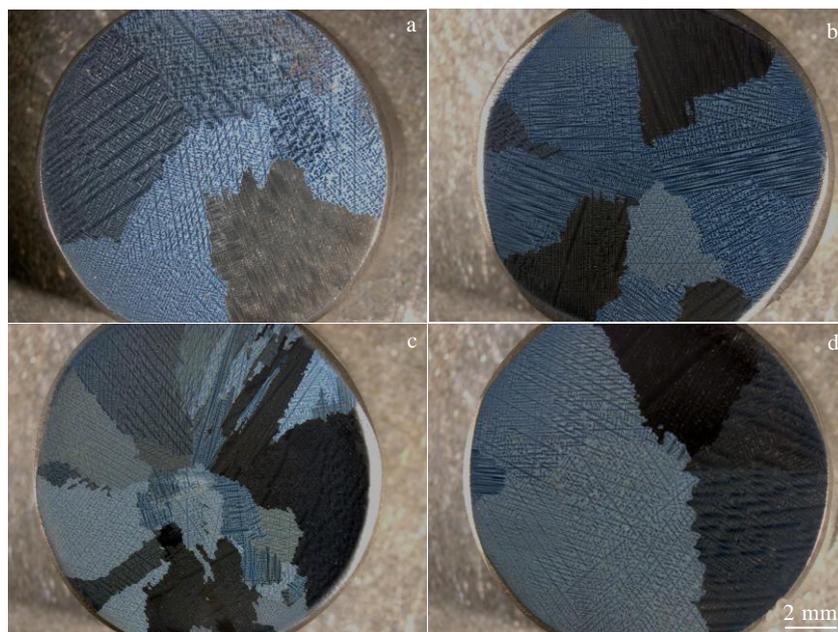


图 1 熔体超温处理对晶粒组织的影响

Fig.1 Influence of melt superheating treatment on the grain size: (a) 1450 °C, (b) 1500 °C, (c) 1550 °C, and (d) 1600 °C

形核率增大，细化晶粒。镍基高温合金的形核过冷度随熔体超温处理温度的升高呈先增大后减小趋势^[9,14]，因此，合适的熔体超温处理可细化晶粒，而较高的熔体超温处理温度则会导致晶粒组织粗化。

2.2 枝晶组织特征

单相合金的凝固过程一般是在液固两相共存的温度区间内完成，由于溶质原子在液固两相中化学势的差异引起溶质原子在液固两相中的浓度差异，即溶质再分配。凝固过程中的溶质再分配使固/液界面前沿溶质富集，形成成分过冷，当界面上出现局部的突起，

将深入过冷度更大的液相，从而具有了更加有利的长大条件，形成枝晶组织，枝晶组织特征对凝固过程中糊状区的对流及最终的偏析、凝固缺陷的形成等具有重要影响。如图 2 所示，不同熔体超温处理之后合金凝固组织均为枝晶组织，未观察到枝晶球化现象，但随熔体超温处理温度的升高，枝晶组织呈现先显著细化后粗化的趋势。

熔体超温处理对二次枝晶间距的影响如图 3 所示。熔体超温处理温度为 1450 °C 时，其二次枝晶间距为 87.2±8.5 μm；当熔体超温处理温度升高到 1500 °C，二次枝晶间距减小到 61.4±6.2 μm；继续升高超温处理温

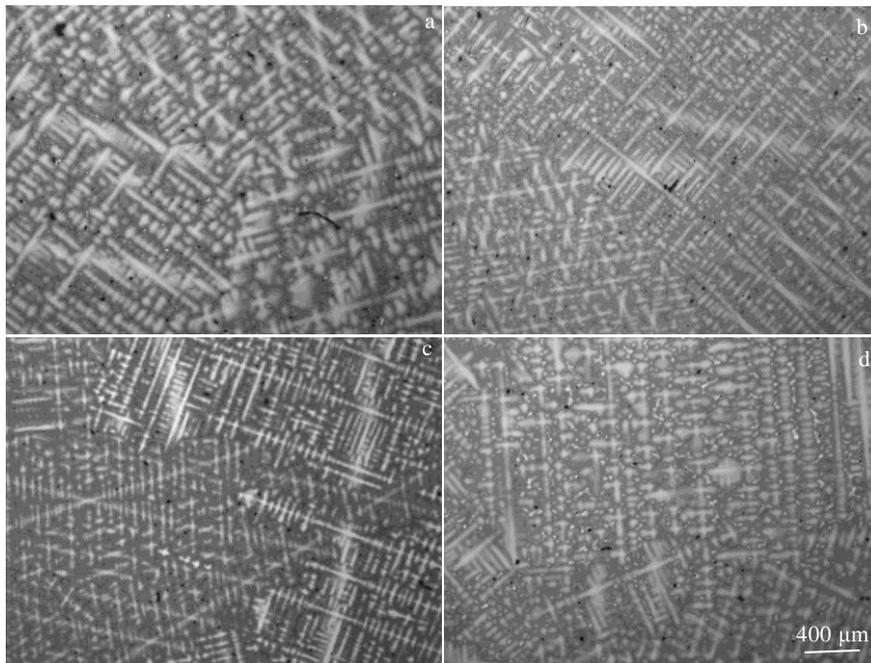


图 2 熔体超温处理对枝晶组织的影响

Fig.2 Influence of melt superheating treatment on dendrite structure: (a) 1450 °C, (b) 1500 °C, (c) 1550 °C, and (d) 1600 °C

度至 1550 °C 时，二次枝晶间距最小，仅为 58.6±6.3 μm；然而，进一步升高熔体超温处理温度至 1600 °C，二次枝晶间距增大，为 71.3±6.5 μm。可见，二次枝晶间距随熔体超温处理温度升高呈先减小后增大的非线性变化趋势。

对于同一种合金，二次枝晶间距主要取决于局部凝固时间，局部凝固时间与合金的结晶温度间隔成正比而与凝固速率成反比^[15]。对于镍基高温合金，随着熔体超温处理温度的升高，非平衡结晶温度间隔呈先减小后增大的趋势^[14]。表 1 所示为熔体超温处理对 N、O、S 含量的影响，可以看出，尽管随熔体超温处理温度升高变化较小，但总含量仍呈现先减小后增大趋势，这也将导致结晶温度间隔呈先减小后增大的趋

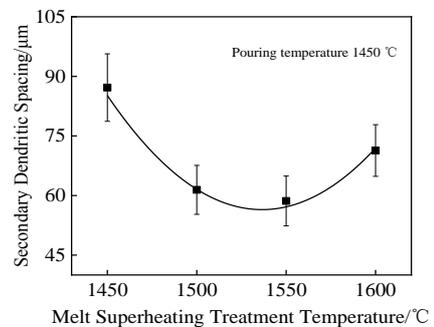


图 3 熔体超温处理对二次枝晶间距的影响

Fig.3 Secondary arm spacing as a function of melt superheating temperature

表 1 熔体超温处理对合金中 N、O 和 S 含量的影响

Table 1 Contents of N, O and S after melt superheating treatment

Temperature/°C	Content, $\omega/\%$		
	N	O	S
1450	0.0011	0.0012	0.0010
1500	0.0010	0.0009	<0.0010
1550	0.0010	0.0008	<0.0010
1600	0.0014	0.0010	<0.0010

势。此外，本实验中浇铸温度保持一致并静置 10 min，因此，不同熔体超温处理实验条件下，其凝固条件保持一致。在凝固条件保持不变的情况下，结晶温度间隔的先减小后增大将导致局部凝固时间先减小后增大，二次枝晶间距亦呈先减小后增大的趋势。

2.3 枝晶偏析

枝晶生长过程中溶质原子在液固两相中化学势差异引起溶质原子在液固两相中的浓度差异，而合金元素在固相中的扩散速率显著低于液相，导致枝晶凝固时沿初始凝固区域至终凝区存在成分不均匀分布，被称为枝晶偏析。枝晶偏析对铸件或铸锭的性能及其热处理工艺存在显著影响。枝晶偏析的程度主要用偏析比表示，偏析比是枝晶间测得的最大（正偏析）或最小（负偏析）溶质浓度与枝晶干中心测得的最小或最大溶质浓度之比。无论是正偏析还是负偏析元素，其偏离 1 越远，表示该合金在凝固过程中偏析的程度越严重，偏析比趋近于 1 则合金元素在枝晶干和枝晶间分布比较均匀^[16, 17]。

熔体超温处理对枝晶偏析的影响如图 4 所示。可以看出，Nb、Ti 和 Mo 元素偏析于枝晶间，其偏析比大于 1，为正偏析元素，Co、Cr 和 Al 元素偏析于枝晶干，其偏析比小于 1，为负偏析元素，其中，Nb 和 Ti 元素偏析程度较大。合金元素的偏析规律与其它镍基高温合金一致^[18, 19]。随着熔体超温处理温度的升高，Nb、Ti 元素偏析比呈先降低后增加趋势，熔体超温处理温度为 1550 °C 时，Nb、Ti 元素偏析程度最小。然而，熔体超温处理对 Co、Cr、Mo 和 Al 元素的枝晶偏析影响较小。由此可见，经合适熔体超温处理可显著降低枝晶间强偏析元素 Nb 和 Ti 的偏析程度，使元素分布更加均一化。

溶质分配系数、溶质在固相中的扩散系数和枝晶间距为影响枝晶偏析的关键因素。溶质分配系数趋近于 1 使合金元素在枝晶干和枝晶间分布更加均匀，降低枝晶偏析程度。此外，枝晶偏析程度与溶质在固相中的扩散系数成反比，而与枝晶间距成正比。大的固

相扩散系数可以加快溶质元素在固相中的扩散而有利于成分的均一化，而小的枝晶间距则缩短了溶质元素的扩散距离而有利于成分均一化。熔体超温处理可以减少或消除镍基高温合金中类固型原子团簇，使原子分布更加均匀，从而使溶质元素分配系数趋近于 1^[11]。尽管合金元素在固相中扩散系数仅与合金的固相物理性能相关，枝晶的细化却缩短了溶质元素的扩散距离，有利于改善枝晶偏析。由此可见，合适的熔体超温处理可降低枝晶偏析，其原因可归因于溶质分配系数趋近于 1 和枝晶细化。

2.4 γ' 相

作为一种 γ' 相沉淀强化型合金， γ' 相特征对合金的力学性能具有显著影响。图 5 所示为熔体超温处理对 γ' 相特征的影响。可以看出，随着熔体超温处理温度升高，枝晶干 γ' 形态由近球形向近立方状转变，尺寸呈现先增后减趋势。

镍基高温合金凝固结束之后，随着温度的继续降低，过饱和 γ 固溶体发生扩散型的脱溶沉淀相变，这个脱溶沉淀的产物是新的 γ 固溶体和 γ' 沉淀相。Nb、Ti 和 Al 为 γ' 沉淀相形成元素，偏聚于 γ' 沉淀相。由图 4 可知， γ' 沉淀相形成元素 Nb、Ti 强烈偏析于枝晶间，而 Al 略微偏聚于枝晶干。随着熔体超温处理温度升高，Nb、Ti 偏析程度先减小后增大，而对 Al 元素偏析影响较小。偏析程度的降低，使 Nb、Ti 在枝晶干和枝晶间分布更加均匀，枝晶干 γ' 沉淀相形成元素含量显著增加，有利于 γ' 沉淀相的析出和长大，因此，经熔体超温处理后，枝晶干 γ' 沉淀相尺寸显著增大。 γ' 沉淀相的形貌与界面能和应变能的相互竞争相关， γ' 沉淀相较小时，界面能占主要地位， γ' 沉淀相为球形，然而，随着 γ' 沉淀相尺寸增大，应变能逐渐占主导地位， γ' 沉淀相由球形向立方状转变^[20]。随着熔体超温处理温度升高，枝晶干 γ' 沉淀相尺寸显著增大，应变能逐渐占主导地位，因此， γ' 沉淀相由近球形向近立方状转变。

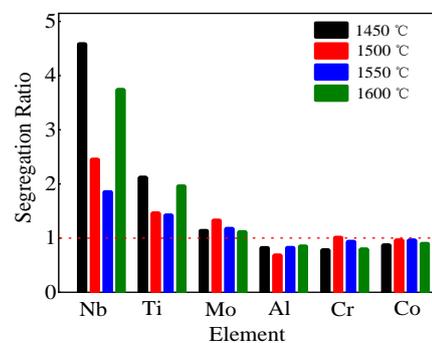


图 4 熔体超温处理对枝晶偏析的影响

Fig.4 Relationship between dendrite segregation ratios and melt superheating temperature

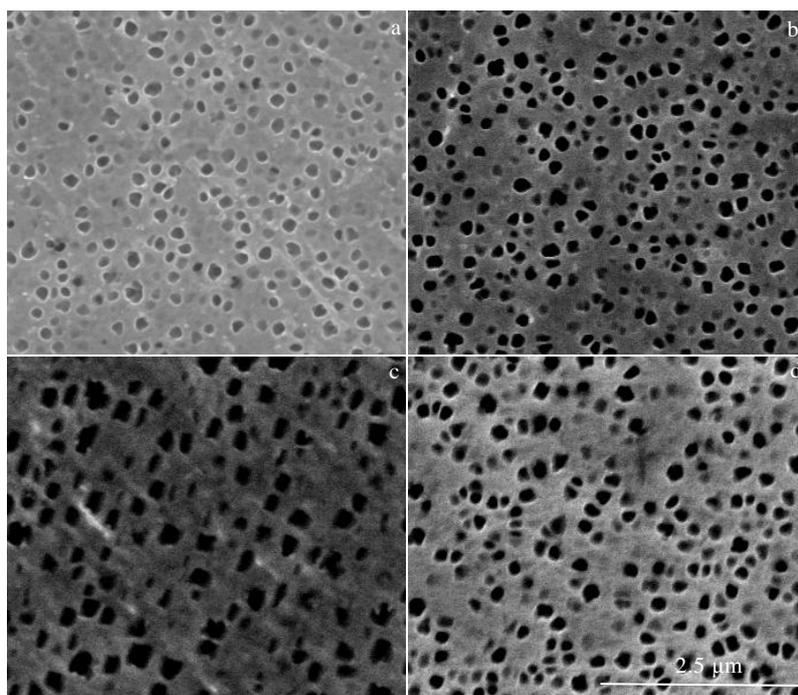


图 5 不同熔体超温处理温度下的枝晶干 γ' 相形貌

Fig.5 Morphologies of γ' precipitate on dendrite trunk at melt superheating temperature of 1450 °C (a), 1500 °C (b), 1550 °C (c), and 1600 °C (d)

2.5 MC 型碳化物

MC 型碳化物是一种间隙相。随着凝固过程中 MC 型碳化物形成元素在枝晶间的富集，当富集程度达到 MC 型碳化物形核驱动力时析出于枝晶间，此时，固相体积分数为 0.5~0.6，残余液相温度约为液相线温度以下 30 °C^[20]。等轴晶铸造镍基高温合金中 MC 碳化物主要分布于晶界和枝晶间，其对力学性能的影响与尺寸和形貌密切相关。一般细小颗粒状碳化物对晶界和枝晶间具有较好的强化作用，而大块状、膜状或汉字体状碳化物易于成为裂纹起始源^[21]。

图 6 所示为熔体超温处理对 MC 型碳化物形貌特征的影响。可以看出，熔体超温处理对 MC 型碳化物的形貌无明显影响。不同熔体超温处理后 MC 型碳化物均富 Nb 和 Ti 元素，为棒状或块状。

MC 型碳化物的 Jackson 因子为 5~7，固液界面为小平面界面，以层状生长方式向熔体中推进。随着凝固过程进行，首先从熔体中析出的 MC 型碳化物为八面体形状（块状），随后八面体棱锥顶角长出棱柱（棒状），随着凝固过程的继续进行，棱柱长出次级枝臂，而后沿次级枝臂长出片体，形成汉字状 MC 型碳化物^[22]。MC 型碳化物的形貌不仅与合金的成分相关还与凝固条件密切相关。Ti、Hf 元素促进块状 MC 型碳化物的形成，而 Nb、Ta 则有利于汉字体状碳化物的形成。

凝固条件的影响方面，MC 型碳化物的生长受到溶质过饱和度、生长空间和生长时间的控制。对于以枝晶形态生长的镍基高温合金，MC 型碳化物形成元素富集程度高、生长空间大、时间长，有利于形成草书体状碳化物^[8]。从图 6e 可知，GH742 合金中析出的 MC 型碳化物为富 Nb 型，其 Nb 质量分数约 65.8%，有利于汉字体状 MC 型碳化物析出。然而，其 C 含量显著低于传统铸造镍基高温合金，导致 MC 型碳化物析出时间较晚，此时生长空间较小且长大时间较短，因此，MC 型碳化物形貌为块状或棒状。尽管熔体超温处理可显著降低 MC 型碳化物形成元素 Nb、Ti 的偏析，但合金中 C 含量较低，残余液相中 MC 型碳化物析出的限制因素为 C 含量，因此，熔体超温处理对 MC 型碳化物形貌无显著影响。

图 7 所示为熔体超温处理对 MC 型碳化物尺寸和面积分数的影响。可以看出，随着熔体超温处理温度的升高，MC 型碳化物的平均尺寸及面积分数仅略微降低。由此可见，与上述分析一致，残余液相中 Nb、Ti 等 MC 型碳化物形成元素充足，而合金中 C 含量较低，控制因素为残余液相中的 C 含量。熔体超温处理主要影响类固型原子团簇，而对成分影响较小，因此，熔体超温处理对碳化物尺寸和面积分数影响较小。

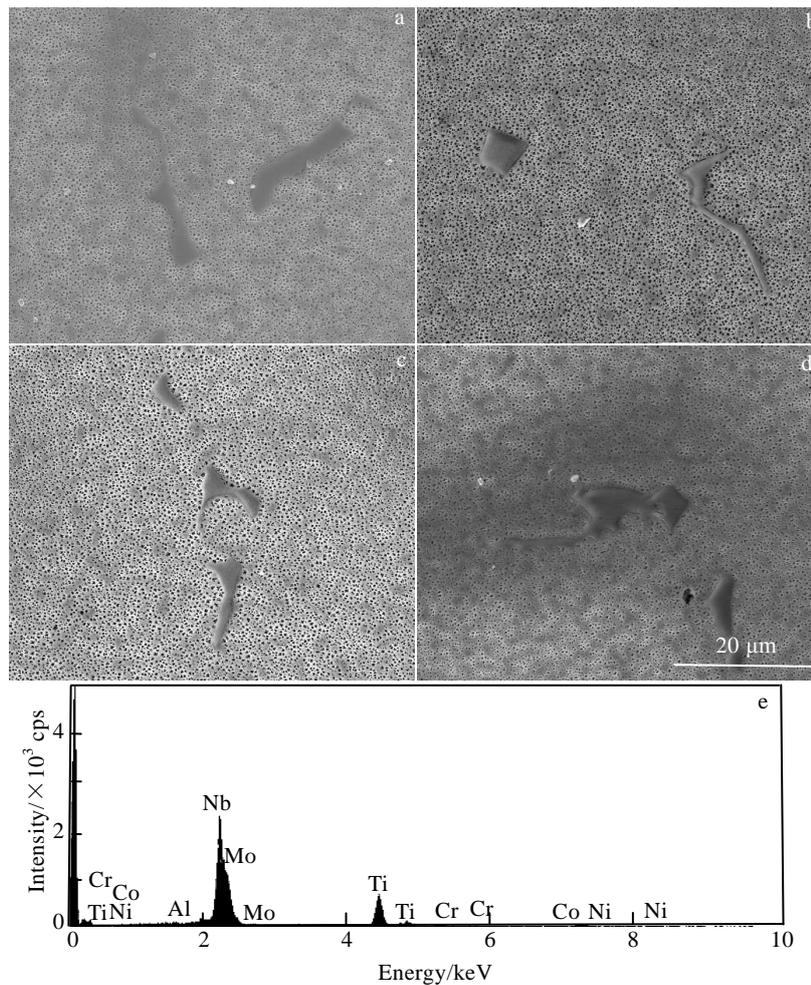


图 6 熔体超温处理对碳化物形貌特征的影响

Fig.6 Influence of melt superheating treatment on MC carbide morphology: (a) 1450 °C, (b) 1500 °C, (c) 1550 °C and (d) 1600 °C; EDS spectrum of MC carbide (e)

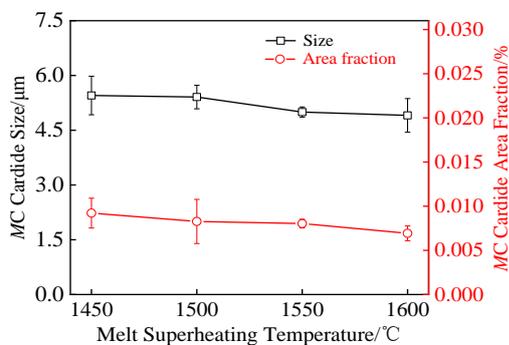


图 7 熔体超温处理对碳化物尺寸和面积分数的影响

Fig.7 Influence of melt superheating treatment on size and area fraction of MC carbide

2.6 力学性能

图 8 所示为熔体超温处理对室温拉伸性能的影响。可以看出，熔体超温处理对强度具有显著影响，而对塑性无明显影响。随着熔体超温处理温度由 1450 °C 升高到 1550 °C，抗拉强度显著增加，然而，进一步升高熔体超温处理温度，抗拉强度急剧下降，但仍显著高于熔体超温处理温度为 1450 °C 时的抗拉强度。屈服强度随熔体超温处理温度升高的变化趋势与抗拉强度一致，均为先增大后减小。熔体超温处理对延伸率和断面收缩率的影响较小，随熔体超温处理温度的升高均无显著变化。

对于同一合金，γ' 沉淀强化型镍基多晶高温合金的室温拉伸强度主要取决于晶粒尺寸、γ' 相、MC 型碳化物和合金中杂质含量^[23]。首先，晶粒尺寸方面，晶

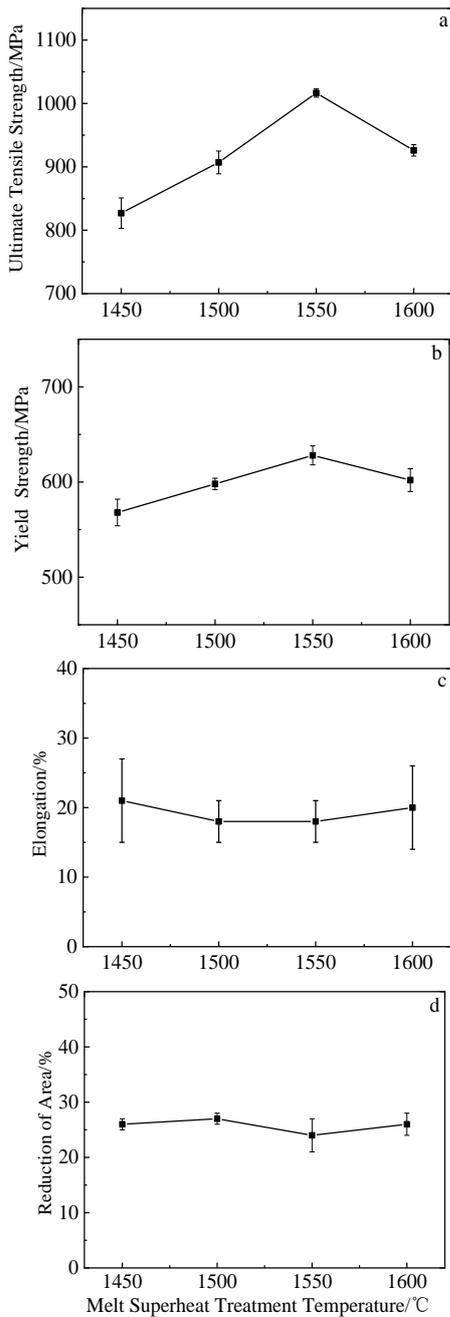


图 8 熔体超温处理对室温拉伸性能的影响

Fig.8 Effects of melt superheating treatment on tensile properties at room temperature: (a) ultimate tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation, and (d) reduction of area

界在室温条件下可有效阻碍位错运动，而晶粒细化会显著增加晶界数量，导致位错受到更大的阻碍，引起材料硬化，由建立于位错塞积模型的 Hall-Petch 公式可知，合金的强度与晶粒尺寸成反比，因此，熔体超温处理引起的晶粒度先降低后增加，将引起

合金强度的先增大后减小。其次， γ' 沉淀强化相方面，作为主要强化相的 γ' 相，其特征对合金的强度具有显著影响。当 γ' 相体积分数 $<20\%$ 时，尺寸大小的影响大于数量的影响， γ' 相的适宜尺寸为 $10\sim 30\text{ nm}$ ，而 γ' 相体积分数在 40% 以上，临界尺寸较大， γ' 相临界尺寸可达 200 nm ， γ' 数量的影响占主导地位。此外，不规则形状的枝晶间 γ' 相易引起应力集中成为裂纹起始源，降低合金强度。GH742 合金中 γ' 相体积分数约 37% ，由此可见其临界尺寸较大且数量影响占主导。1550 °C 熔体超温处理尽管引起 γ' 相尺寸增大，但其尺寸约为 200 nm ，接近临界值，具有较高强度，此外，枝晶偏析的降低将显著增加枝晶干细小立方状 γ' 相数量，减少枝晶间不规则 γ' 相数量，因此，1550 °C 熔体超温处理显著提高合金强度，然而，进一步升高熔体超温处理温度枝晶偏析增大，因此，强度降低。同时，MC 型碳化物方面，其分布于枝晶间和晶界，粗大的的汉字体状碳化物降低合金强度，而细小颗粒状 MC 型碳化物则对合金拉伸性能有利。熔体超温处理温度对 MC 型碳化物形貌无明显影响，但细化 MC 型碳化物并减少其面积分数。MC 型碳化物细化有利于改善合金性能。此外，MC 型碳化物形成元素 Nb、Ti 均为 γ' 相形成元素，其面积分数的减少将使更多的 Nb、Ti 形成 γ' 相，提高合计强度。最后，杂质元素含量方面，从表 1 可知，1550 °C 熔体超温处理将有利于降低 N、O、S 元素含量，从而提高合金强度，进一步升高熔体超温处理至 1600 °C，N、O、S 元素含量升高，将降低合金强度。因此，当熔体超温处理温度为 1550 °C 时，其对组织特征的优化和有害元素的控制均为最优，而进一步升高熔体超温处理温度到 1600 °C，其影响降低，因此，随熔体超温处理温度升高，强度呈先增大后减小趋势。

尽管晶粒细化、碳化物细化和气体含量的降低均有利于合金晶界的变形，改善塑性，但偏析程度降低，枝晶干细小、规则 γ' 相体积分数增加将提高晶内强度。合金的塑性与晶内和晶界协调变形能力相关，晶内强度的增加将降低合金的变形协调能力，降低合金塑性。因此，熔体超温处理对塑性无明显影响可归因于晶界变形能力改善和晶内强度升高竞争的结果。

3 结 论

1) 当熔体超温处理温度小于 1550 °C 时，随熔体超温处理温度升高，晶粒和枝晶组织均显著细化且合金中的 N、O 和 S 含量降低，然而，进一步升高熔体

超温处理温度至 1600 °C, 晶粒和枝晶组织均明显粗化且合金中 N、O 含量升高。

2) 凝固过程中, Nb、Ti 和 Mo 元素偏析于枝晶间, 其偏析比大于 1, 为正偏析元素。Co、Cr 和 Al 元素偏析于枝晶干, 其偏析比小于 1, 为负偏析元素, 其中, Nb 和 Ti 元素偏析程度较大。当熔体超温处理温度小于 1550 °C 时, 随熔体超温处理温度升高, Nb、Ti 元素偏析程度显著降低, 进一步升高熔体超温处理至 1600 °C, 偏析程度增大。熔体超温处理对 Mo、Co、Cr 和 Al 的枝晶偏析影响较小。

3) 随着熔体超温处理温度升高, 枝晶干 γ' 相形态由近球形向近立方状转变, 尺寸呈现先增后减趋势, MC 型碳化物形貌无明显变化, 但尺寸和面积分数均略微减小。

4) 随着熔体超温处理温度由 1450 °C 升高到 1550 °C, 合金室温抗拉伸强度显著增加, 然而, 进一步升高熔体超温处理温度, 室温抗拉伸强度下降, 但仍显著高于熔体超温处理温度为 1450 °C 时的抗拉强度, 然而, 合金塑性随熔体超温处理温度的升高无明显变化。

参考文献 References

- [1] Chen Rongzhang(陈荣章). *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 1984(4): 47
- [2] Wang Xin(王新), Feng Wengang(冯文刚), Liu Yiming(刘一鸣) et al. *Foundry(铸造)*[J], 2005, 54(7): 678
- [3] Chen Zhuo(陈卓), Zhen Baolin(甄宝林), Chen Jiazhi(陈家芝) et al. *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2006, 26(4): 44
- [4] Yang Jinxia(杨金霞), Zheng Qi(郑启), Sang Zhiru(桑志茹) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2000, 36(9): 1511
- [5] Yuan Chao(袁超), Guo Jianting(郭建亭), Wang Tieli(王铁利) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(12): 961
- [6] Dong Jiasheng(董加胜), Qu Wensheng(曲文生), Wang Dayong(王大勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(8): 1480
- [7] Wang Changshuai(王常帅), Zhang Jun(张军), Liu Lin(刘林) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(2): 307
- [8] Wang C S, Zhang J, Liu L et al. *J Alloy Compd*[J], 2011, 508: 440
- [9] Jie Z Q, Zhang J, Huang T W et al. *J Alloy Compd*[J], 2017, 706: 76
- [10] Ma Xiuping(马秀萍), Zhou Tongjin(周同金), Liu Dongfang(刘东方) et al. *Foundry(铸造)*[J], 2019, 68(5): 431
- [11] Wang Haifeng(王海锋), Su Haijun(苏海军), Zhang Jun(张军) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(4): 419
- [12] Yin Fengshi(殷凤仕), Guan Hengrong(管恒荣), Sun Xiaofeng(孙晓峰) et al. *Acta Metal Sinica(金属学报)*[J], 2005, 41(4): 1190
- [13] Guo Lei(郭磊), Wang Ling(王玲), Dong Jianxin(董建新) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2006, 35(2): 176
- [14] Wang C S, Zhang J, Liu L et al. *J Mater Sci Technol*[J], 2011, 27(7): 668
- [15] Wang C S, Su H J, Guo Y A et al. *Appl Phys A*[J], 2017, 123: 587
- [16] An Geying(安阁英). *Theory of Casting Forming(铸件形成理论)*[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1990: 157
- [17] Lu Lu(陆璐), Ni Jiaqiang(倪家强), Zhao Dan(赵丹) et al. *Foundry(铸造)* [J], 2021, 70(1): 44
- [18] Zheng Liang(郑亮), Xiao Chengbo(肖程波), Zhang Guoqing(张国庆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(8): 1457
- [19] Wang Changshuai(王常帅), Su Haijun(苏海军), Guo Yong'an(郭永安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(12): 3816
- [20] Wang C S, Guo Y A, Guo J T et al. *Mater Sci Eng A*[J], 2016, 670: 178
- [21] Tin S, Pollock T M. *Mater Sci Eng A*[J], 2003, 348: 111
- [22] Fu Hengzhi(傅恒志), Liu Lin(刘林). *Journal of Northwestern Polytechnical University(西北工业大学学报)*[J], 1987, 5(3): 279
- [23] Li Linxu, Gong Xiufang. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2021, 34: 872

Influence of Melt Superheating Treatment on Solidification Microstructure and Mechanical Properties of Ni-Based Superalloy GH742

Wang Changshuai¹, Wu Yunsheng¹, Zhang Fengzhi¹, Tian Qiang², Zhou Lanzhang¹

(1. Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. High-Temperature Materials Division, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The melt superheating treatment was carried out for reverted GH742 superalloy. Under the same solidification conditions, the microstructure evolution and its influence on mechanical properties was investigated by changing the melt superheating temperature. The results show that the grain and dendrite are refined, and the dendrite segregation and the contents of N, O and S are decreased with the melt superheating temperature increasing from 1450 °C to 1550 °C. However, the grain and dendrite becomes coarse, dendrite segregation becomes serious and the contents of N, O increase after the melt superheating treatment at 1600 °C. The morphology of MC carbide is rod-shaped or blocky. The melt superheating treatment has no significant influence on the morphology of MC carbide, but slightly decreases its size and area fraction. With increasing melt superheating treatment temperature, γ' morphology changes from near-sphere to cube, but γ' size first reduces with the increase of melt superheating temperature between 1450 °C and 1550 °C, but increases when the superheating temperature is higher than 1550 °C. Corresponding to this, the tensile strength at room temperature is significantly improved after melt superheating treatment at 1550 °C, but the ductile has no obvious change.

Key words: melt superheating treatment; solidification microstructure; dendritic segregation; mechanical properties; GH742

Corresponding author: Wang Changshuai, Ph. D., Associate Professor, Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83978449, E-mail: cswang@imr.ac.cn