



固溶温度对一种新型镍钴基变形高温合金组织和拉伸性能的影响

田沛玉¹, 王旻石¹, 李新宇²

(1 宝武特种冶金有限公司, 上海 200940; 2 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100080)

摘要: 研究了一种涡轮盘用新型镍钴基变形高温合金的组织和拉伸性能。该合金采用三联冶炼+快径锻联合+热处理工艺制备。在 1 090~1 140 °C 固溶温度下分别进行室温、650、750、815 °C 拉伸试验。结果表明, 随着固溶温度升高晶粒尺寸显著增加, 而一次 γ' 相含量降低且尺寸减小, 二次 γ' 相含量升高且尺寸增加。晶界一次 γ' 相的溶解消失是晶粒长大的主要原因。一次 γ' 相和三次 γ' 相溶解为二次 γ' 相粗化提供了溶质原子。不同固溶温度下, 实验合金的室温拉伸断裂以穿晶断裂模式为主; 在 650 °C 时, 固溶温度影响了断裂模式; 在 750、815 °C 下, 主要为沿晶断裂。固溶温度引起的晶粒和 γ' 相的改变显著影响了合金的高温拉伸性能, 对室温拉伸性能的影响较小。在 1 130 °C 时, 在各试验温度下, 出现反屈服现象。高温拉伸性能的下降主要是由于晶界弱化导致的。

关键词: 镍钴基; 变形高温合金; 固溶温度; γ' 相; 拉伸性能

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. N250543 **中图分类号:** TG113

Effects of Solution Temperature on Microstructure and Tensile Properties of a Novel Ni-Co-Based Wrought Superalloy

Tian Peiyu¹, Wang Mingshi¹, Li Xinyu²

(1 Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China;
2 Gaona Aero Material Co., Ltd., Beijing 100080, China)

Abstract: This study examines the microstructure and tensile properties of a novel Ni-Co-based wrought superalloy for turbine disk applications. The alloy was fabricated through triple melting combined with combined rapid forging and radial forging process, and subsequent heat treatment process. Tensile tests were conducted at room temperature, 650 °C, 750 °C and 815 °C following solution treatment within the temperature range of 1 090 °C to 1 140 °C and aging treatment. The results demonstrate that increasing the solution temperature significantly enlarges grain size while simultaneously decreasing both the content and size of primary γ' precipitates. Conversely, the volume fraction and dimensions of secondary γ' precipitates exhibit augmentation. The dissolution of grain-boundary primary γ' phase predominantly contributes to grain coarsening. The solute atoms released from dissolved primary and tertiary γ' phases facilitate the coarsening of secondary γ' precipitates. For the experimental alloy, room-temperature tensile fractures predominantly exhibited transgranular failure across different solid-solution temperatures. At 650 °C, variations in the solid-solution temperature altered the fracture mode, while intergranular fracture dominated at 750 °C and 815 °C. The evolution of grain structure and γ' precipitates induced by solid-solution treatments significantly affected elevated-temperature tensile properties but had limited influence on room-temperature performance. Inverse yielding occurred across all test temperatures following treatment at 1 130 °C. The deterioration in high-temperature tensile properties primarily originated from grain boundary weakening.

Key Words: Ni-Co base; Wrought Superalloy; Solution Temperature; γ' Phase; Tensile Properties

高温合金是当前航空发动机涡轮盘的唯一选材。随着航空工业的不断发展以及大国间的高端装备竞争日益激烈, 对满足更高推重比的航空发动机的需求已经十分迫切, 这对材料的承温能力提出了更高的要求^[1-3]。同时, 这也意味着涡轮盘用高温合金朝着高合金化的方向发展。虽然粉末高温合

金在合金化方面具有明显优势, 但得益于铸锻工艺技术的进步, 使高合金化的变形高温合金也能够有效控制成分偏析和保证纯净度, 又因其在服役可靠性, 工艺性能, 生产成本和生产效率方面具有独特优势。因而, 当前主要的高温合金盘件用材依然是变形高温合金。目前, 国外已有多个承温能力接近

750 °C的合金,如 René65、AD730、Udimet720 Li 和 TMW 合金等,另外,还有部分俄系合金已批产应用如 ЭЛ742 和 ЭИ698 等^[3-5]。但服役温度在 800 °C 以上的变形高温合金较少,主要为俄罗斯的 ЭК151、ВЖ-175、ЭЛ975 等合金;国内在俄系合金的基础上也研制了 800 °C 以上的难变形高温合金,如 GH4151、GH4175 和 GH4975 合金^[2-3]。

高合金化的变形高温合金中 γ' 相含量较高,其形成元素主要为 Ti、Ta、Nb、W 等难熔元素,因而富含这些难熔元素的 γ' 相为合金的高温性能提供了最主要的贡献。在不同固溶温度的影响下, γ' 相的形态和含量等特征发生改变,同时,影响了合金晶粒的行为,最终影响合金性能^[6]。通常认为在固溶处理时阻碍晶粒长大可通过 Zener 钉扎效应^[7]和溶质拖曳效应^[8]两种方式实现。固溶温度和时间影响了析出相的形态、尺寸、分布和间距等特性,同时,也影响了溶质原子的分配行为,这都会影响晶界迁移过程^[9-10]。Zhang 等^[11]的研究表明固溶温度升高和时间增加导致 MC 型碳化物减少,致使钉扎力减弱,并且 W 和 Mo 在晶界上的偏析导致了强烈的拖曳效应。结果表明,固溶温度升高增强了固溶强化效果,但削弱了晶界强化和碳化物颗粒强化。连秩博等^[12]研究了固溶温度对 Ni-Cr 基变形高温合金 GH4080A 显微组织的影响,发现固溶温度通过影响颗粒状析出相的溶解控制再结晶过程。Cui 等^[13]研究了一种高温合金的拉伸性能的温度依赖性,通过不同试验温度下位错与析出相的交互作用解释了试验温度对性能的影响。对于一些在 700 °C 以上使用的高温合金,其屈服强度可能比较稳定或随温度的升高而降低,这与 γ' 相的颗粒尺寸和含量有关^[14-15]。

本研究针对一种铸锻制备的新型镍钴基高温合金在不同固溶温度(1 090~1 140 °C)下进行室温、650、750、815 °C 拉伸测试。详细观察和分析了晶粒和析出随固溶温度的变化,并结合断口分析解释了固溶温度和拉伸测试温度对拉伸性能影响。该合金是一种针对 800 °C 以上服役温度的涡轮盘用高温合金,本研究对理解该合金的组织 and 力学性能以及指导其热处理工艺具有重要参考意义。

1 实验材料和方法

实验合金经过三联冶炼(真空感应熔炼 VIM+保护气氛电渣重熔 ESR+真空自耗重熔 VAR)和锻造开坯,车光后得到成品棒材,并通过了超声探伤检验。三联冶炼设备分别为 ALD 真空技术有限公司的 12 t VIM 炉,真空度 ≤ 2.6 Pa; Consarc 公司的 7 t ESR 炉,使用 S2037 渣系;以及 ALD 真空技术有限公司的 7 t VAR 炉。棒材的所有生产流程均在宝武特种冶金有限公司完成。实验合金的化学成分见表 1。在棒材切片上进行拉伸试样取样,试样在切片上的取样位置保持一致。所有试样分组在 1 090、1 110、1 130、1 140 °C 固溶处理 2 h 后空冷,并在相同的制度下进行时效处理。单轴拉伸测试温度分别为室温(24 °C)、650、750、815 °C。

金相及 SEM 试样取自室温拉伸试样的端部,经过研磨和抛光后,进行腐蚀。金相试样的腐蚀液为 20 g CuCl+100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH,腐蚀时间为 25~30 s;SEM 试样先在 20 mL CH₃OH+80 mL H₂SO₄ 室温溶液中进行电抛光处理,电源电压为 25 V,抛光时间为 10~15 s,然后在 5 V 电压下和 15 g Cr₂O₃+10 mL H₂SO₄+150 mL H₃PO₄ 溶液中腐蚀 1~2 s。晶粒组织的观察在 AXIO imager A2 m 光学显微镜(OM)上进行;析出相的观察通过 Zeiss Ultra 55 热场发射扫描电子显微镜进行。借助 Photoshop 和 Image-Pro 软件对晶粒和析出相进行统计, γ' 相含量通过统计面积分数获得。

单轴拉伸试验委托钢研纳克检测技术股份有限公司进行,试样标距为 25 mm,工作段直径为 5 mm。室温拉伸试验按照国家标准 GB/T 228.1—2010 进行,高温拉伸试验按照 GB/T 228.2—2015 进行。室温拉伸屈服(Rp0.2)前拉伸速率为 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,屈服后拉伸速率为 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$;高温拉伸屈服前拉伸速率为 $7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$,屈服后拉伸速率为 $1.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。每次拉伸试验至少有两根拉伸试样以保证结果的准确性。

2 实验结果

2.1 显微组织

实验合金的晶粒组织如图 1 所示。可见随着固溶温度从 1 090 °C 升高至 1 140 °C,平均晶粒尺寸 \bar{d}

表 1 实验合金的化学成分(质量分数)

Table 1 The chemical composition of experimental alloy

Table 1 The chemical composition of experimental alloy											%
C	Co	Cr	Ti	Al	W	Mo	Ta	Nb	B	Zr	Ni
0.01~0.05	24.5~25.5	8.5~9.5	2.8~3.4	2.8~3.4	1.5~2.5	1.7~2.3	2.4~2.9	2.3~2.8	0.02	0.03	余

从 7.7 μm 长大至 31.6 μm 。这表明此温度范围内，固溶温度对晶粒尺寸的影响十分显著。在图 1 显示的金相照片中也能观察到大量晶界一次 γ' 相，该相对固溶温度的依赖性较大，需利用 SEM 进行进一步的分析。

不同固溶温度下实验合金显微组织的 SEM 图像如图 2 所示。实验合金主要由基体、一次 γ' 相和二次 γ' 相组成。随着固溶温度升高，主要分布在晶界处的一次 γ' 相逐渐减少并且尺寸变小如图 2(a1)-(d1)，而二次 γ' 相尺寸逐渐增加如图 2(a2)-(d2)。图 3(a)和图 3(b)分别显示了固溶温度对一次 γ' 相和二次 γ' 相的尺寸和含量的影响。如图 3(a)所示，随着固溶温度的升高，一次 γ' 相的平均等效粒径从 2.31 μm 下降到 1.86 μm ，但 1130、1 140 $^{\circ}\text{C}$ 时的一次 γ' 相的平均等效粒径相同，这表明在 1 090~1 130 $^{\circ}\text{C}$ 对一次 γ' 相的尺寸影响较大。随着固溶温度从 1 090 $^{\circ}\text{C}$ 增加至 1 140 $^{\circ}\text{C}$ 增加

二次 γ' 相的平均等效粒径从 64 nm 增加至 111 nm。从图 2 可以看出，固溶温度对一次 γ' 相和二次 γ' 相的尺寸和含量的影响十分显著，经统计 1 090、1 110 $^{\circ}\text{C}$ 时，一次 γ' 相的含量相近，约 13%；当温度继续升高，一次 γ' 相的含量急剧下降，当升高至 1 140 $^{\circ}\text{C}$ 时，一次 γ' 相的含量下降至 2%。而二次 γ' 相含量的变化相反，当固溶温度在 1 090、1 110 $^{\circ}\text{C}$ 时，其含量不到 40%，当固溶温度升高至 1 040 $^{\circ}\text{C}$ ，其含量达到 50%。值得关注的是，固溶温度对实验合金中 γ' 相的总含量影响不大， γ' 相的总含量在 51%~53%。这与 Jmat-Pro 软件的计算结果相近。

2.2 在不同固溶温度和试验温度下的拉伸性能

图 4 为实验合金在不同固溶温度和试验温度下的拉伸性能的三维柱状图。对于抗拉强度，随着固溶温度升高，实验合金的抗拉强度并未呈现十分显著的变化，但随着试验温度升高抗拉强度显著降

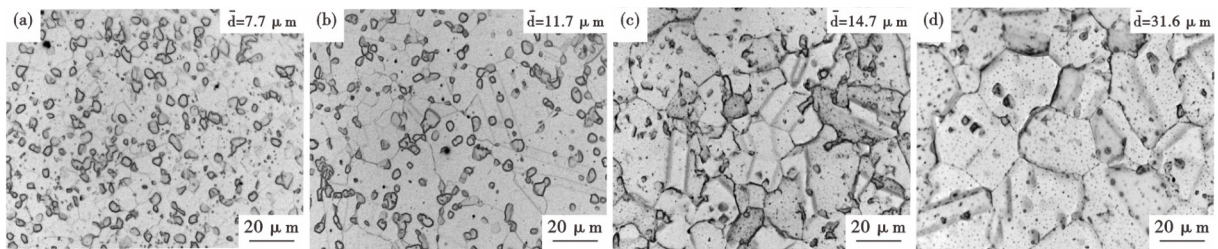


图 1 不同固溶温度条件下的晶粒组织：(a) 1 090 $^{\circ}\text{C}$ ，(b) 1 110 $^{\circ}\text{C}$ ，(c) 1 130 $^{\circ}\text{C}$ ，(d) 1 140 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 1 Grain structure under different solution temperatures of (a) 1 090 $^{\circ}\text{C}$ ，(b) 1 110 $^{\circ}\text{C}$ ，(c) 1 130 $^{\circ}\text{C}$ and (d) 1 140 $^{\circ}\text{C}$

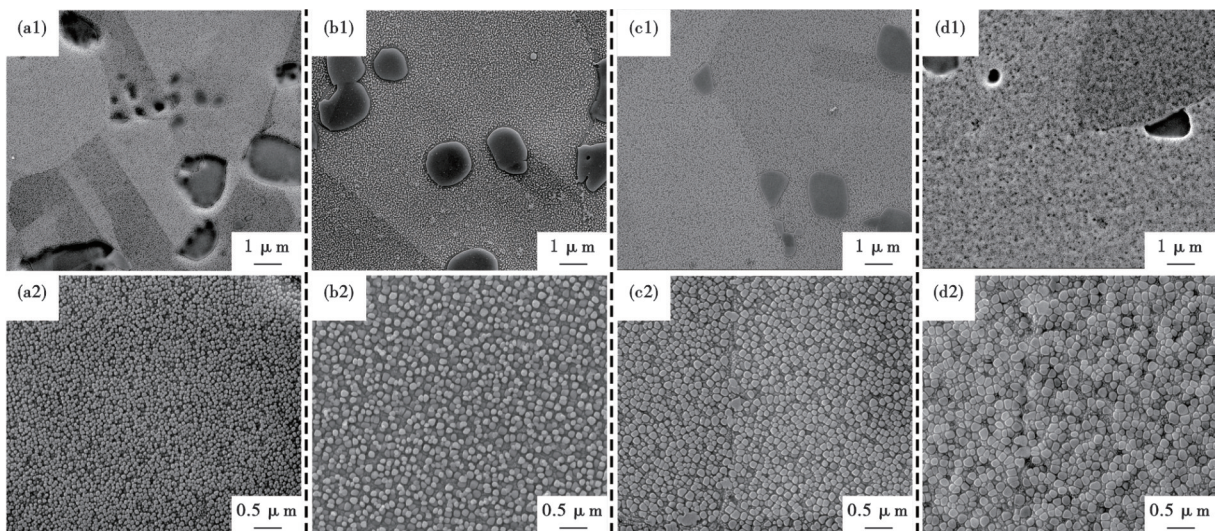


图 2 不同固溶温度下实验合金的显微组织的 SEM 图像：(a1)(a2) 1 090 $^{\circ}\text{C}$ ；(b1)(b2) 1 110 $^{\circ}\text{C}$ ；(c1)(c2) 1 130 $^{\circ}\text{C}$ ；(d1)(d2) 1 140 $^{\circ}\text{C}$

Fig. 2 SEM images of the microstructure of the experimental alloys under different solution temperatures of (a1)(a2) 1 090 $^{\circ}\text{C}$ ，(b1)(b2) 1 110 $^{\circ}\text{C}$ ，(c1)(c2) 1 130 $^{\circ}\text{C}$ ，and (d1)(d2) 1 140 $^{\circ}\text{C}$

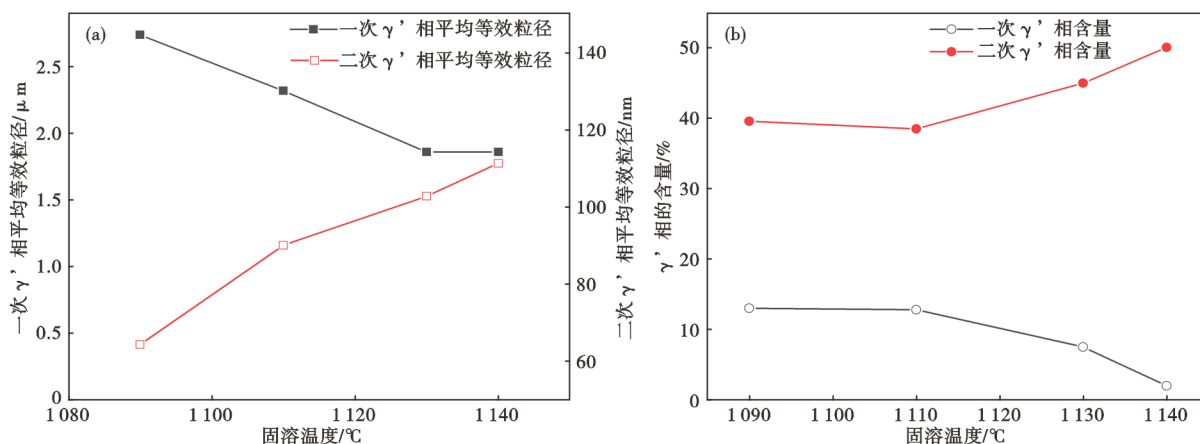


图3 不同固溶温度下实验合金中 γ' 相的尺寸和含量:(a) γ' 相的平均等效粒径,(b) γ' 相的含量

Fig. 3 (a) Average equivalent particle size and (b) content of γ' phase in experimental alloys under different solution temperatures

低。室温拉伸时,抗拉强度随着固溶温度升高呈现下降趋势,而从1 090 °C升至1 140 °C仅下降65 MPa; 650 °C拉伸时,而从1 090 °C升至1 140 °C仅下降28 MPa,但在1 130 °C时抗拉强度最高;750 °C拉伸时,而从1 090 °C升至1 140 °C仅下降44 MPa。然而,在各实验固溶温度下,650 °C相较于室温时的抗拉强度降低了400 MPa左右;750 °C较于室温时的抗拉强度降低了500~600 MPa;815 °C较于室温时的抗拉强度降低了680~740 MPa。然而屈服强度的变化有所不同,在不同拉伸试验温度下,实验合金均在1 130 °C固溶温度条件下出现反屈服现象。在各试验温度下,固溶温度从1 090 °C升至1 140 °C,屈服强度下降均在50 MPa以内。试验温度对屈服强度的影响相比于固溶温度更明显,但并未出现灾难性降低。在1 090、1 110 °C固溶温度下,试验温度从室温升至750 °C,屈服强度下降不小于110 MPa;在1 130、1 140 °C固溶温度下,试验温度从室温升至750 °C,屈服强度下降90 MPa左右。试验温度升至815 °C时,屈服强度下降更显著,相较于750 °C下降160~170 MPa。对于断后伸长率和断面收缩率,随着固溶温度升高,室温拉伸时的值有下降趋势,但在1 110 °C时最高;650 °C时测试值接近,没有明显变化规律;750 °C时,随着固溶温度升高断后伸长率明显下降,断面收缩率接近;值得关注的是,各固溶温度下的室温拉伸时的值远高于650、750 °C。室温拉伸条件下,不同固溶温度下的断后伸长率在14%~22%,断面收缩率在19%~28%。650 °C拉伸时,断后伸长率不足5%;750 °C时,除1 090 °C固溶温度下达到6%,其他温度下断后伸长率不足3%;815 °C时,各固溶温度下,断后伸长率在5%~10%。

在650~815 °C试验温度下,不同固溶温度条件下的断面收缩率在10%左右。

2.3 断口形貌

图5为不同固溶温度条件下,实验合金分别在室温、650、750 °C拉伸后的断裂源区的断口形貌。室温拉伸时,不同固溶温度下拉伸断口主要为穿晶裂纹,出现多条穿晶裂纹组成的撕裂脊;当固溶温度为1 130、1 140 °C时出现少量二次裂纹,这表明主要试验合金的室温断裂模式为穿晶断裂。650 °C拉伸时,当固溶温度为1 090、1 110 °C时,断裂源区呈现典型的沿晶裂纹,并伴随较多的二次裂纹,因而主要断裂模式为沿晶断裂;当固溶温度为1 130、1 140 °C时,以穿晶裂纹为主,还存在部分解理面和少量二次裂纹,因此,主要为穿晶断裂模式。750、815 °C拉伸时,在不同固溶温度下呈现典型的沿晶断裂特征,并均伴随较多二次裂纹。

3 讨论

从图1可以看出,固溶温度的升高导致了实验合金晶粒长大。这主要是由于固溶温度升高后,晶界一次 γ' 相发生溶解,其数量和尺寸急剧减少,如图2所示,这就致使在晶粒长大过程中一次 γ' 相的晶界钉扎作用几乎消失^[16]。众所周知,晶粒长大本质上是一个通过晶界迁移实现的动力学过程,其长大机制受热激活的原子扩散控制。固溶温度升高能够显著增强原子扩散系数,从而加速了晶界迁移速率,促使晶界发生快速迁移以实现晶粒的长大,同时由于晶界一次 γ' 相的逐渐溶解消失,晶界迁移过程中析出相的钉扎力得到释放,仅有少量的晶界碳化物在起作用,最终导致了固溶温度升高后晶粒

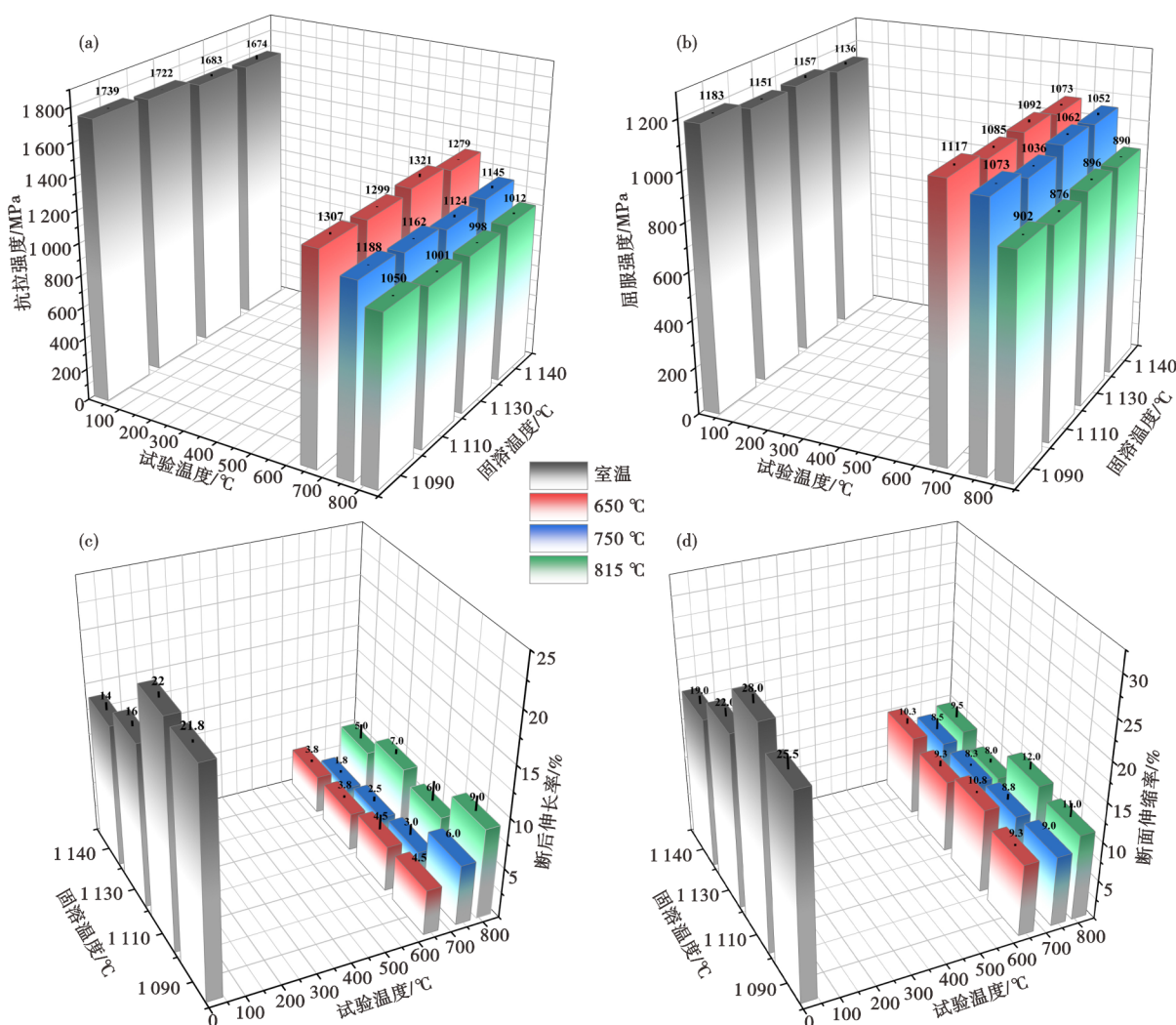


图4 实验合金在不同固溶温度和试验温度下的拉伸性能:(a) 抗拉强度,(b) 屈服强度,(c) 断后伸长率,(d) 断面收缩率
 Fig. 4 Tensile properties of experimental alloys under different solution temperatures and test temperatures : (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation, (d) reduction of area

的快速长大^[11,17]。晶界相的钉扎作用还是抑制晶粒异常长大的重要原因^[18]。在较高温度(过固溶温度)下,晶粒的长大速率和晶界一次 γ' 相的溶解速率存在一定关联性,这还需要更进一步的实验研究。

固溶温度升高不仅导致了一次 γ' 相的减少也促进了二次 γ' 相粗化。从图2(a2)-(d2)可以看出,随着温度从1090 °C升至1140 °C,二次 γ' 相的尺寸增加近1倍,并且含量也增加了约25%。由于固溶温度提升,一次 γ' 相逐渐溶解消失,其溶质为二次 γ' 相的粗化提供了物质条件,高温为原子扩散提供了驱动力,促进了溶质原子进入二次 γ' 相^[19-20]。另外,从图2(a2)-(d2)中还可以看出,随着固溶温度升高,尺寸更细小的三次 γ' 相增加,根据LSW理论,由于细小的三次 γ' 相溶解度更高,其溶解后的溶质助力二次 γ' 相的长大,以降低总的界面自由能^[21]。因此,随着固

溶温度升高,实验合金中二次 γ' 相粗化的溶质来源于一次 γ' 相和三次 γ' 相溶解后的溶质原子。

图4表明了实验固溶温度范围内实验合金的室温拉伸强度随着固溶温度升高并未显著恶化。不同固溶温度处理后的合金的室温拉伸断口形貌均以穿晶裂纹为主,这说明断裂性质倾向于韧性断裂。虽然固溶温度升高后晶粒的尺寸增加,根据Hall-Petch关系,这必然会造成晶界提供的屈服强度贡献降低^[22-23]。同时,固溶温度升高后二次 γ' 相体积分数量增加,这表明 γ' 相提供的屈服强度贡献也增加^[23-24]。实验结果表明晶界尺寸增加导致的强度下降明显大于 γ' 相的强度贡献增量,这能够初步解释实验合金的室温屈服强度没有随着固溶温度升高而显著恶化的原因。分别在650、750 °C测试温度下,随着固溶温度升高,实验合金的屈服强度依然

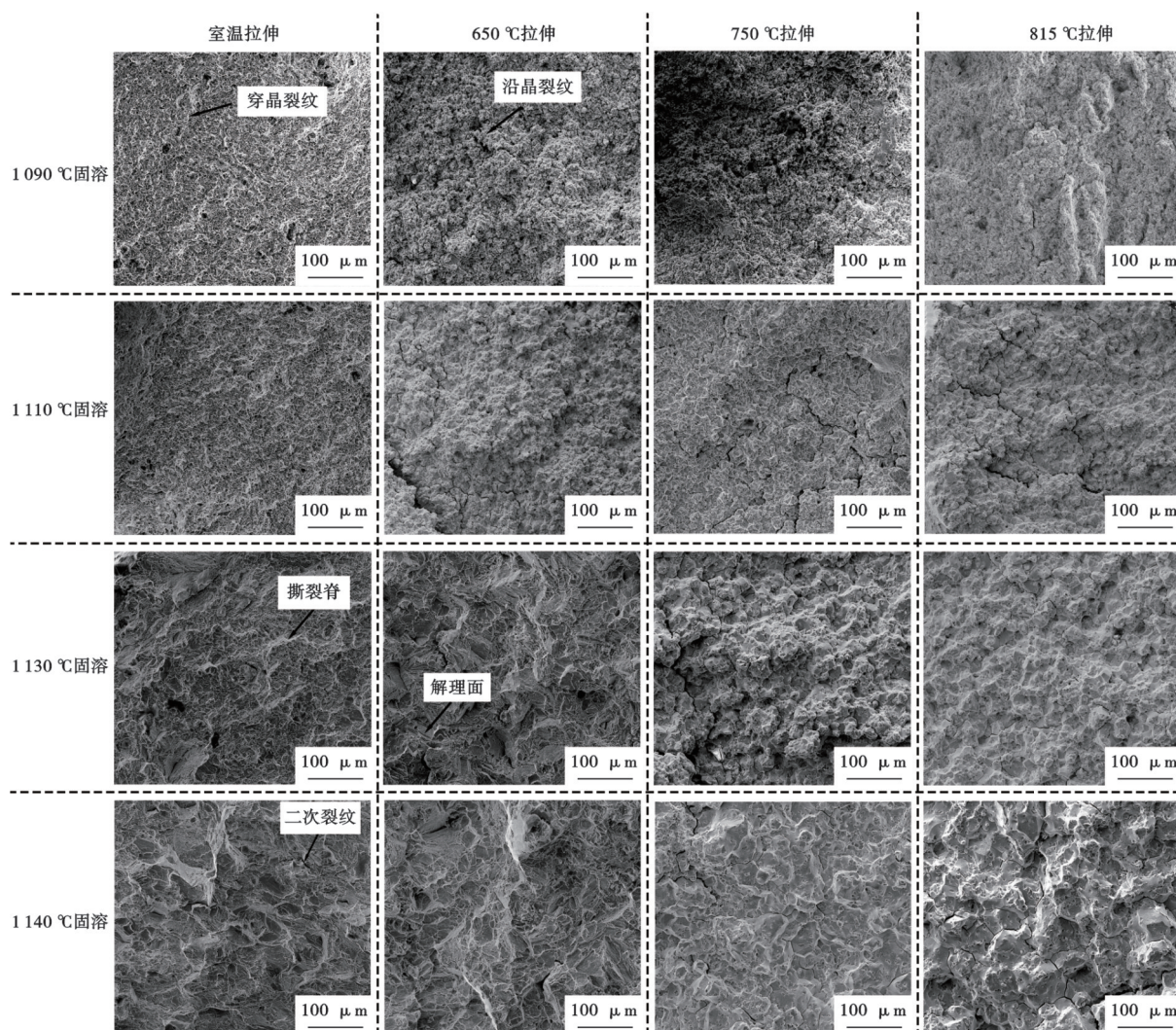


图5 不同拉伸试验温度和固溶温度条件下实验合金的断口形貌

Fig. 5 Fracture morphologies of experimental alloys under different solution temperatures and tensile test temperatures

未表现出明显下降,这表明 γ' 相在高温下的强度贡献比较可观。尤其是在1130 °C时,在室温至750 °C下实验合金出现反屈服现象,这可能表明,该固溶温度下, γ' 相的强化效果最佳。但和室温拉伸强度相比,650、750 °C下,实验合金的抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率均呈现明显下降,这主要是由于高温下晶界强度降低导致的^[25]。断口形貌分析结果也证明了这一点,随着拉伸试验温度升高,断口的沿晶裂纹和二次裂纹增加。

4 结论

本研究针对一种铸锻制备的新型镍钴基变形高温合金,研究了固溶温度和拉伸试验温度对该合金组织和拉伸性能的影响。研究结果丰富了对800 °C以上变形高温合金的组织 and 力学性能的认识,并对于其强度设计具有一定的指导意义。

1) 随着固溶温度从1090 °C升高至1140 °C,实验合金的晶粒尺寸显著增加,从7.7 μm 增至31.6 μm ;一次 γ' 相的尺寸和含量急剧下降,平均等效粒径从2.31 μm 下降到1.86 μm ,含量从13%降至2%;二次 γ' 相的变化相反,其平均等效粒径从64 nm增至111 nm,含量从近40%增至约50%。

2) 固溶温度升高后实验合金的晶粒急剧长大的主要原因是晶界一次 γ' 相的溶解导致了钉扎作用近乎消失。

3) 固溶温度升高后实验合金的二次 γ' 相明显发生粗化,其溶质来源于一次 γ' 相和三次 γ' 相溶解后的溶质原子。

4) 固溶温度对室温拉伸性能影响较小,随着固溶温度升高,实验合金的拉伸强度受到晶粒粗化导致的弱化和二次 γ' 相强化的影响,并未出现明显的

恶化。在 1 130 °C 时,在室温、650、750、815 °C 测试温度下,出现反屈服现象。在各固溶温度下,高温

拉伸性能相对于室温拉伸性能急剧下降。这主要是由于高温导致了晶界弱化。

参考文献

- [1] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 国内变形高温合金研制进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1115-1132.
- [2] 江河, 董建新, 张麦仑, 等. 800 °C 以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(S1): 62-73.
- [3] 张勇, 李鑫旭, 韦康, 等. 850 °C 涡轮盘用新型变形高温合金 GH4975 挤压棒材热变形规律研究[J]. 金属学报, 2020, 56(10): 1401-1410.
- [4] Zhong Z H, Gu Y F, Yuan Y, et al. Effect of solution temperature on the microstructure and mechanical properties of a newly developed superalloy TMW-4M3[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(3): 1017-1025.
- [5] 谷月峰, 崔传勇, 袁勇, 等. 一种高性能航空涡轮盘用铸锻合金的研究进展[J]. 金属学报, 2015, 51(10): 1191-1206.
- [6] 李晴. 固溶温度对 GH4163 合金显微组织及拉伸性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(5): 97-101.
- [7] Kong Y S, Cheepu M, Kim D G. Effects of heat treatment on the mechanical behavior of udimet 720 nickel-based superalloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2022, 31(10): 8327-8333.
- [8] Song K, Aindow M. Grain growth and particle pinning in a model Ni-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 479(1-2): 365-372.
- [9] Li J J, Wang J C, Yang G C. Phase field simulation of grain growth with grain boundary segregation[J]. International Journal of Materials Research, 2010, 101(4): 555-559.
- [10] Du L F, Yang S M, Zhang P, et al. Pinning effect of different shape second-phase particles on grain growth in polycrystalline: Numerical and analytical investigations[J]. Composite Interfaces, 2018, 25(4): 357-368.
- [11] Zhang B, Cheng B Y, Cao S H, et al. Effect of solution treatment on microstructure and tensile properties of GH3230 superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1027: 180568.
- [12] 连轶博, 杨春雷, 王国栋, 等. 固溶处理对 GH4080A 高温合金微观组织的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(4): 46-52.
- [13] Cui L Q, Su H H, Yu J J, et al. Temperature dependence of tensile properties and deformation behaviors of nickel-base superalloy M951G[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 696: 323-330.
- [14] Zhong Z H, Gu Y F, Yuan Y, et al. Tensile properties and deformation characteristics of a Ni-Fe-base superalloy for steam boiler applications[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(1): 343-350.
- [15] Zhang P, Yuan Y, Gu Y F, et al. Temperature dependence of deformation mechanisms and tensile strength of a new Ni-Fe-base superalloy[J]. Materials Characterization, 2018, 142: 101-108.
- [16] 王志鹏, 王涛, 李钊, 等. 晶界一次 γ' 相对 GH4720 Li 合金晶粒长大行为的影响[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(8): 173-181.
- [17] Gladman T. On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals[J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A Mathematical and Physical Sciences, 1966, 294(1438): 298-309.
- [18] 杨杰, 邹金文, 王晓峰, 等. 热处理对 FGH96 合金异常晶粒长大的影响[J]. 材料工程, 2014, 42(8): 1-7.
- [19] Wang T, Sheng G, Liu Z K, et al. Coarsening kinetics of γ' precipitates in the Ni-Al-Mo system[J]. Acta Materialia, 2008, 56(19): 5544-5551.
- [20] Jia C L, Ge C C, Yan Q Z. Microstructure evolution and mechanical properties of disk superalloy under multiplex heat treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 659: 287-294.
- [21] Masoumi F, Jahazi M, Shahriari D, et al. Coarsening and dissolution of γ' precipitates during solution treatment of AD730™ Ni-based superalloy: Mechanisms and kinetics models[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 658: 981-995.
- [22] Kong T, Kang B, Ryu H J, et al. Microstructures and enhanced mechanical properties of an oxide dispersion-strengthened Ni-rich high entropy superalloy fabricated by a powder metallurgical process[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 839: 155724.
- [23] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W, et al. Strengthening mechanisms in polycrystalline multimodal nickel-base superalloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009, 40(7): 1588-1603.
- [24] Hou K L, Wang M, Zhao P, et al. Temperature-dependent yield strength and deformation mechanism of a casting Ni-based superalloy containing low volume-fraction γ' phase[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 905: 164187.
- [25] Tan Z H, Wang X G, Du Y L, et al. Temperature dependence on tensile deformation mechanisms in a novel Nickel-based single crystal superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 138997.