

热处理对 NiW 中/重合金组织与性能的影响

王万年¹, 曹国鑫², 朱 煦¹, 陈占兴¹, 王晓红³, 邢秋玮¹, 马腾飞³, 付宝全²

(1. 郑州航空工业管理学院 材料科学与工程学院, 河南 郑州 450046)

(2. 西安聚能高温合金材料科技有限公司, 陕西 西安 710299)

(3. 衢州学院 浙江省空气动力装备技术重点实验室, 浙江 衢州 324000)

摘 要: 本实验研究了不同热处理温度对冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金微观组织及力学性能的影响规律。结果表明, 随着热处理温度的升高, 合金中 tcp 相由 σ 相向 μ 相转变, μ 相再向 σ 相转变, 基体组织由条带状变形组织逐渐转变为均匀的等轴晶。经 900 °C 热处理, 析出相主要以针状与块状 μ 相析出为主, 同时还有少量颗粒状 μ 相, 发生明显再结晶现象。经 1200 °C 热处理, 颗粒状 σ 相大量析出, 基体组织完成静态再结晶过程。tcp 相的析出消耗了基体中固溶强化元素 W, 导致合金的室温屈服强度下降, 屈服强度由初始态合金的 1564 MPa 下降至 1200 °C 热处理后的 479 MPa。小尺寸的 σ 相能阻碍裂纹的扩展, 有利于提升合金的塑性, 经 1200 °C 热处理合金延伸率达到了 72.4%。然而较大尺寸的 μ 相对合金的塑性产生不利影响, 经 900 °C 热处理后合金延伸率仅有 7.1%。

关键词: 镍基合金; 中/重合金; 热处理; tcp 相; 力学性能

中图分类号: 132.3³

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)05-1378-07

钨重合金 (WHA, 钨含量大于 90%, 质量分数) 由于其高密度 (16~18 g/cm³), 高硬度, 高刚性, 高阻尼等优异性能已经被广泛应用于航空航天领域, 军事领域和核领域。然而面对全球钨 (W) 储量的紧缺, 研发一种 WHA 的替代材料将至关重要^[1-3]。最近 Ren 等人^[4]提出中/重合金 (MHA) 的概念, 旨在减少 W 含量的同时, 保持重要优异的性能。尽管 MHA 中 W 含量有所下降, 但仍具有很高含量的难熔金属元素, 这将导致合金容易产生拓扑密排 (tcp) 型的脆性相, 这些相的析出不仅会消耗基体中难熔元素, 降低难熔元素的固溶强化作用, 而且还会在其与基体之间产生应力集中, 容易出现大量裂纹, 大幅度减少合金的使用寿命^[5]。

tcp 相在镍基单晶高温合金中是一种常见的析出相, 已经被大量广泛研究^[6]。tcp 相通常包括 4 种类型, 分别为 μ 相, σ 相, P 相和 R 相, 这 4 种相之间不仅可以共生与共存, 而且还可以相互转化, 由于其过于复杂, 迄今为止还没有一个系统的解决方案^[7]。在镍基单晶高温合金中, 通常通过加入铂族元素来抑制 tcp 相的生成, 其中 Ru 效果最佳, 但关于 Ru 的作用, 存在不同的观点。目前较为一致的观点是 Ru 可以抑制 tcp 相的形核, 但不能抑制其生长^[8]。另一方法是通过施加应力来抑制 tcp 相的析出, 但有关应力对 tcp 相的

作用研究较少。其中 Cheng 等人发现压缩应力对 μ 相有着抑制作用, 随着压缩应力的增大, 对 μ 相的抑制作用增强。拉伸应力对 μ 相的影响分为 2 种情况, 在较低应力时, 应力对 μ 相的析出具有抑制作用, 但当超过某一临界值之后, 随着拉伸应力的增大对 μ 相的促进析出作用也增强^[9]。

室温冷轧因其加工方式简单, 对合金的性能提升较高, 特别是对于无法通过相变强化的材料。但通过冷轧之后合金中存在较大的应力, 这将对合金后续的热处理和应用产生较大影响, 尤其是对高温服役下组织稳定性尤为突出^[10]。MHA 作为一个全新的合金体系, 在此体系下对于 tcp 相的研究还较少, 鉴于此, 本实验主要探究不同热处理温度下冷轧态 Ni42W10-Co1Mo (wt, %) 合金中 tcp 相的演变规律, 并揭示 tcp 相对合金拉伸性能的影响机制。

1 实 验

本研究中所用的 Ni42W10Co1Mo 合金为西安聚能高温合金材料有限公司提供, 铸锭通过真空感应熔炼 (VIM)+真空自耗熔炼 (VAR) 双真空熔炼。铸锭经过高温均匀化退火后, 进行了热锻开坯, 获得的坯料再进行冷轧, 冷轧变形量为 50%。

收稿日期: 2023-11-29

基金项目: 国家自然科学基金 (52001262, 52001283); 河南省科技攻关项目 (222102230041)

作者简介: 王万年, 男, 1998 年生, 硕士生, 郑州航空工业管理学院, 河南 郑州 450046, 电话: 0571-8026716, E-mail: shiawangwannian@163.com

通过电火花线切割从冷轧板上切取拉伸试样及金相试样, 拉伸试样为狗骨型, 长度为 15 mm, 宽度 2 mm, 厚度 2 mm, 拉伸方向与轧制方向平行, 拉伸试样表面经均进行机械研磨以消除线切割对试样拉伸性能的影响。将冷轧态试样分别在 700、800、900、993、1000、1100 及 1200 °C 保温 120 min 后水冷, 热处理试样均在等温箱式电阻箱内进行。拉伸实验在 MTS 370 电子万能试验机上进行, 拉伸速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, 每个试样进行 3 次测试以保证数据的可靠性。金相试样通过机械抛光后, 使用盐酸 100 mL+乙醇 100 mL+氯化铜 5 g 配置的溶液进行侵蚀, 侵蚀时间为 120 s 左右, 后通过光学显微镜观察其金相组织。SEM/EDS 样品经机械抛光后, 使用 Hitachi SU8010 型冷场发射扫描电子显微镜 (SEM) 在 15 V 电压 15 A 电流下, 通过背散射电子模式观察其析出相形貌, 扫描其元素分布, 析出相扫描结果为选取 10 个点进行扫描后去平均值, 其拉伸样品断口处通过二次电子模式观察。TEM 分析样品经机械研磨至 50 μm 后使用 GATAN 691 精密离子抛光系统进行离子减薄, 通过 FEI TECNAI G2 F30 型透射电子显微镜 (TEM) 对样品微观组织进行进一步表征。

2 结果与分析

2.1 热处理组织演化规律

不同热处理温度下 Ni42W10Co1Mo 合金组织演化如图 1 和图 2 所示, 在图 1a 金相组织中可以观察到, 初始冷轧态合金组织在冷轧过程中受到外力作用, 其枝晶发生严重的形变后呈现出条带状分布, 深色对应初始组织中的枝晶间区域, 浅色对应枝晶核区域, 在枝晶间存在少量亮白色不规则颗粒状的析出相。

根据金相组织的观察可以看到, 随着温度的升高, 合金的初始组织逐渐从条带组织向均匀等轴晶转化。在 900 °C 时, 静态再结晶优先在细晶条带处发生, 并不断消耗未变现的大晶粒。由于受到析出相钉扎作用的影响, 枝晶间组织晶粒再结晶现象不明显, 当温度上升至 1200 °C 时, 此时合金组织已经完成再结晶过程, 而枝晶间组织由于受到析出相钉扎作用的影响, 其晶粒尺寸相对较小。

通过对析出相的演变规律分析发现, 经 700 °C 热处理后, 在枝晶间的初生析出相附近形成少量灰色块状与针状析出相, 在块状与针状析出相上附着少量亚微米级白色颗粒, 其尺寸比初生相中的白色颗粒更小。随着热处理温度升高至 800 °C, 在枝晶间次生相明显增多, 当温度升高至 900 °C 时, 块状与针状析出相进一步增多。

在 993 °C 时, 可以发现灰色针状析出相大量减少, 形成白色球状与颗粒状析出相, 块状析出相发生分裂, 变为层状, 部分层状已发生分离。在 1000 °C 时, 针状与块状析出相大部分消失, 仅剩少部分存在, 取而代之的是大量不规则白色颗粒状与球状析出相。随着温度上升到 1100 °C, 针状与块状析出相完全消失, 此时组织中只存在颗粒状, 球状以及短针状析出相。在 1200 °C 时, 亮白色颗粒继续增多并且部分短针状发生球化。

对不同温度形成的析出相进行 EDS 元素面扫描分析, 其结果如图 3 所示。可以看到, 初生相与 1200 °C 热处理后的析出相均主要富含 W 元素而贫 Ni 元素, 其中灰色块状与针状析出相元素含量变化不明显。

2.2 力学性能

图 4 为冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金经不同热处理温度处理后的拉伸应力-应变曲线, 相应的屈服强度, 极限拉伸强度, 延伸率统计数据见表 1。初始态合金由于在轧制过程中存在高密度的位错和较高的内应

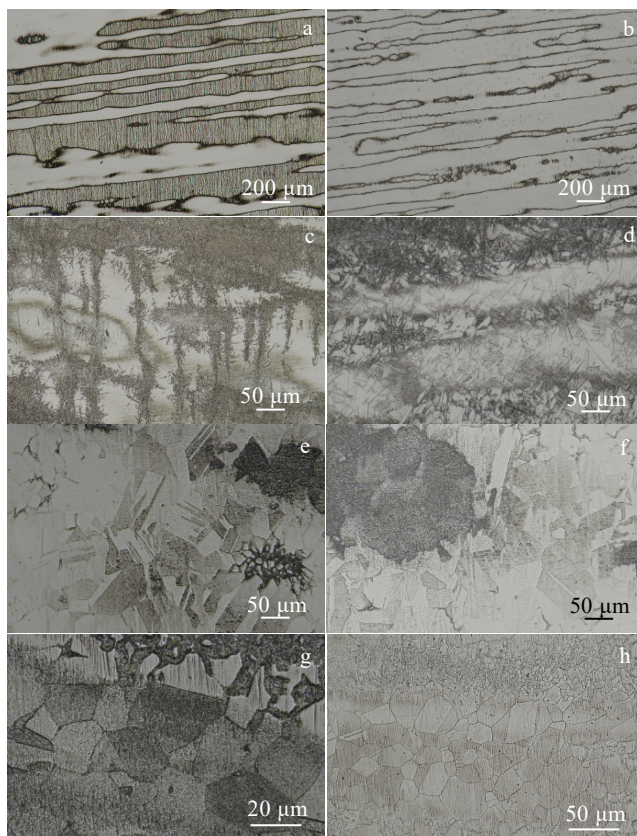


图1 不同热处理条件下冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金金相照片
Fig.1 OM images of Ni42W10Co1Mo alloy in cold rolled state under different heat treatment conditions: (a) cold rolled state, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 900 °C, (e) 993 °C, (f) 1000 °C, (g) 1100 °C, and (h) 1200 °C

力,表现出最高的屈服强度,达到 1564 MPa,但其延伸率仅有 6.3%。经 700 °C 热处理后,合金的屈服强度降至 1357 MPa,极限拉伸强度为 1387 MPa,而延伸率则提高至 10.8%。经 900 °C 热处理,合金的屈服强度、极限拉伸强度以及延伸率都有所下降,分别下降至 900 MPa、972 MPa 和 7.1%。这主要是因为随着热处理温度的升高,较大尺寸针状、块状析出相的形成对合金的性能造成了不利的影响。随着热处理温度的继续升高,合金的基体组织逐渐转变为等轴晶,同时析出相转变为球状,合金的延伸率提升明显,但其强度有所下降。经 1200 °C 热处理,合金的屈服强度降至 479 MPa,极限拉伸强度下降至 1011 MPa,而延伸率上升至 72.4%。

2.3 断裂行为

图 5 为 Ni42W10Co1Mo 合金拉伸断口形貌,可以观察到,初始冷轧态合金的断口以韧性断裂为主,断口处存在大量大尺寸韧窝。随着热处理温度的升高,针状与块状析出相的大量析出,其断口形貌转变为解理断裂断口形貌。经 900 °C 热处理后的断口形貌主要为韧性断裂与脆性断裂混合型断裂,脆性断裂处对应合金的析出相区域,韧性断裂处对应合金的枝晶核区域。随着温度的继续升高,合金的断裂方式又变为韧性断裂,且韧窝尺寸相对初始合金中的更小,在 1100 °C 时,合金中出现大量亚微米级析出相,对应的断口出可以看到大量小尺寸的韧窝,这是由于在拉伸过程中析出相脱落造成的,在断口出也可以看到部分未脱落的析出相。

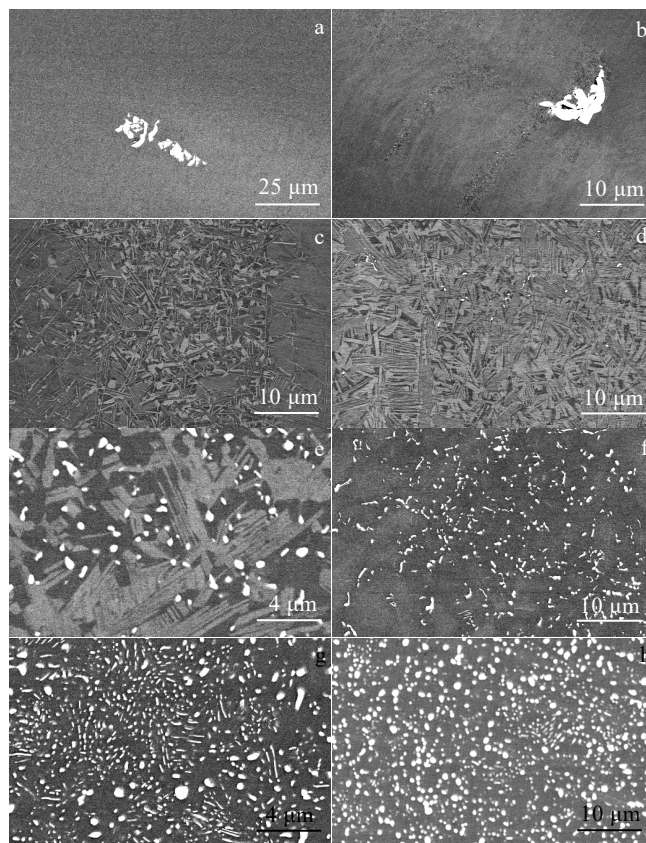


图 2 不同热处理条件下冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金 SEM 照片

Fig.2 SEM images of Ni42W10Co1Mo alloy in cold rolled state under different heat treatment conditions: (a) cold rolled state, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 900 °C, (e) 993 °C, (f) 1000 °C, (g) 1100 °C, and (h) 1200 °C

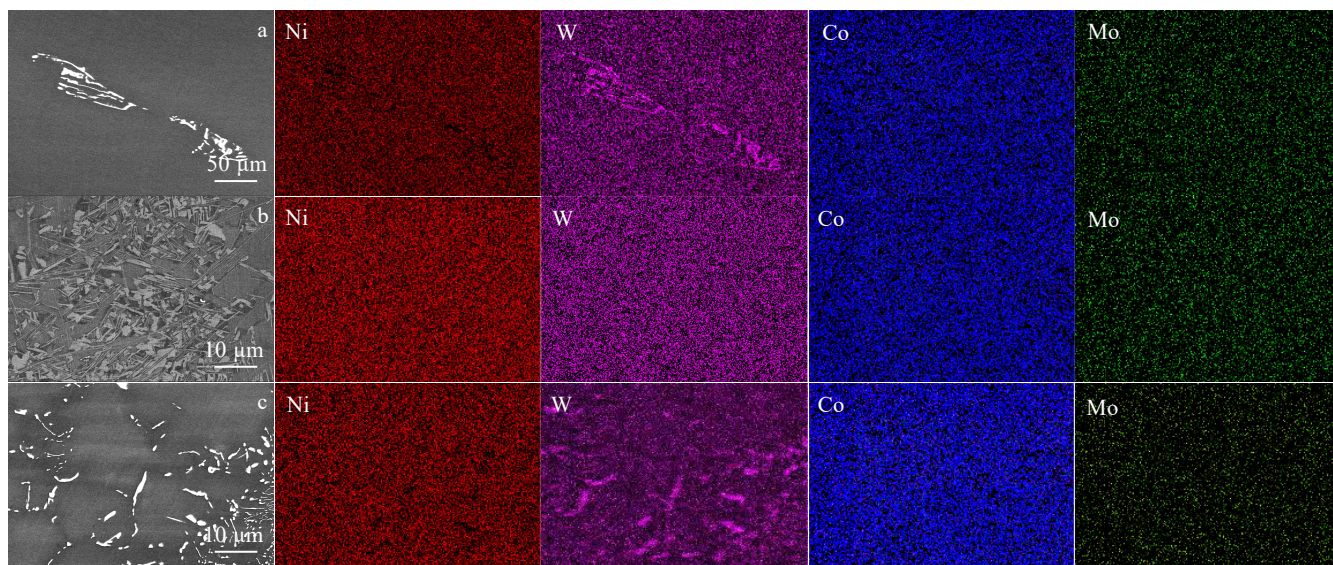


图 3 不同热处理条件下 Ni42W10Co1Mo 合金 EDS 元素面扫描结果

Fig.3 EDS element mappings of Ni42W10Co1Mo alloy before and after heat treatment at temperatures: (a) as-rolled, (b) 900 °C, and (c) 1100 °C

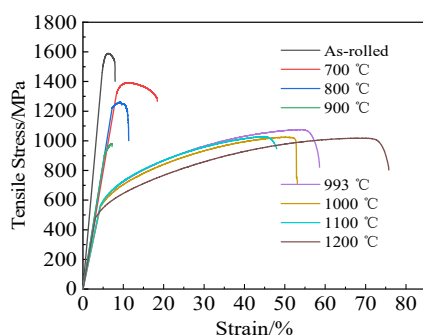


图 4 不同热处理温度 Ni42W10Co1Mo 合金室温拉伸应力-应变曲线

Fig.4 Room temperature tensile stress-strain curves of Ni42W10-Co1Mo alloy after heat treatment at different temperatures

表 1 冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金经不同温度热处理室温拉伸性能

Table 1 Room temperature tensile properties of as-rolled Ni42-W10Co1Mo alloy before and after heat treatment at different temperatures

State	Yield strength, σ_y /MPa	Ultimate tensile strength, σ_{uts} /MPa	Elongation, ε_f /%
As-rolled	1564	1589	6.3
700 °C	1357	1387	10.8
800 °C	1219	1258	9.2
900 °C	900	972	7.1
993 °C	557	1074	55.3
1000 °C	557	1016	52.2
1100 °C	557	1029	45.6
1200 °C	479	1011	72.4

3 讨论

3.1 MHA 合金中的 tcp 相转变

根据上述不同热处理温度下 Ni42W10Co1Mo 合金显微组织变化规律, 可以发现在 MHA 合金中存在多种形态的析出相。在初始态合金中存在亮白色颗粒状析出相, 在中温热处理之后析出大量灰色块状与针状以及少量亮白色颗粒析出相, 同时在 993 °C 可以看到灰色针状消失转变为亮白色析出相, 块状析出相分解转变为层状, 在 1100 °C 时, 块状与针状析出相全部消失转变为亮白色析出相。这一变化与镍基单晶高温合金中 tcp 相的相变规律类似, 在镍基单晶高温合金中也存在着 tcp 相之间转变的规律^[11-12]。

关于 tcp 相的鉴定在 MHA 合金中的有关研究还较少, 由于 MHA 合金中难熔元素含量更高, 晶格畸变效应更强, 从而导致析出相晶格常数与标准模型存在较大差异, 这为准确鉴定 tcp 相带来了很大挑战。但研究人员对镍基单晶高温合金中 tcp 相做出了大量研究, 这对 MHA 合金中 tcp 相鉴定具有重大借鉴意义, 其中 σ 相作为一种亚稳态相常常优先出现在合金中, 具有内部缺陷的为 μ 相, P 相常常与 μ 相共生, σ 相与 μ 相在合金中最为常见^[13-14]。

为了对 Ni42W10Co1Mo 合金中析出相进行分析, 对不同形态的析出相进行点扫, 每种析出相元素含量如表 2 所示, 可以看出初生相亮白色颗粒状与 1200 °C 白色颗粒析出相元素含量接近, 为同一种析出相, 灰色块状与灰色针状元素含量接近, 为同一种相, 但在 900 °C 析出的少量白色颗粒其 W 含量比针状与块状略高, 比初生相中 W 含量低。

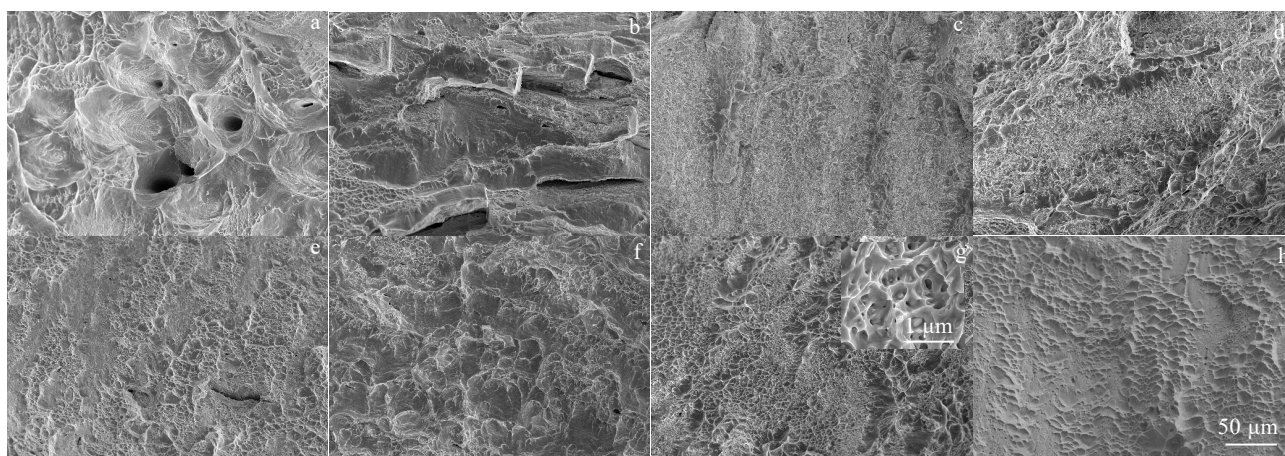


图 5 冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金不同温度处理下拉伸断口形貌

Fig.5 Tensile fracture morphologies of as-rolled Ni42W10Co1Mo alloy under different heat treatment temperature: (a) as-rolled, (b) 700 °C, (c) 800 °C, (d) 900 °C, (e) 993 °C, (f) 1000 °C, (g) 1100 °C, and (h) 1200 °C

表 2 Ni42W10Co1Mo 合金不同析出相元素含量

Table 2 Elemental content of different precipitation phases of Ni42W10Co1Mo alloy ($\omega/\%$)

Element	Primary phase	Gray block	Gray needle	900 °C/white particles	1200 °C/white particles
Ni	43.9	52.8	53.2	51.97	45.32
W	43.5	33.5	33.1	35.13	44.3
Co	12.2	13.4	13.2	12.2	10.28
Mo	0.4	0.3	0.5	0.7	0.27

为了进一步确定析出相的种类,对 900 °C 热处理后合金进行了 TEM 表征,结果如图 6 所示,合金最先析出的亮白色颗粒为富 W 元素 σ 相(图 6a 所示)。由于在熔炼结束时快速冷却中断了难熔元素的扩散,从而限制了 σ 相的长大,在热处理过程中, σ 相中大量难熔元素向外扩散,从而转变为难熔元素更少的 μ 相^[15-17]。

通过 TEM 照片可以清晰的分辨出在 900 °C 大量析出具有内部缺陷的 μ 相, μ 相一共存在 3 种形貌,分别为块状(图 6a 中 A 所示),针状(图 6b 中 B 所示)、以及颗粒状(图 6b 中 C 所示),其对应选区电子衍射图

表明 3 种形状析出相均为密排六方结构,晶格参数为 $a \approx 0.476$ nm, $c \approx 0.854$ nm,证实块状、针状与颗粒状为 μ 相。在上述 993 °C 的 SEM 照片中也可以看到,块状析出相发生分解,变为层状,这一现象在镍基单晶高温合金中也存在,这是由于在较高的温度下,难熔元素的扩散相对于低温更快, μ 相吸收难熔元素发生粗化,在 μ 相自身吸收大量难熔元素之后,其内部的缺陷为 σ 相成核提供了条件,从而其层状缺陷分裂成核,形成 σ 相^[18-19]。另外我们可以发现,其针状 μ 相先转变为 σ 相,这是由于针状 μ 相的界面能相对于块状析出相较低,较低的界面能更利于晶核的稳定,促进形核过程,这一点现象在 Zhang 的研究也有发现^[6]。

3.2 tcp 相对于合金性能的影响

图 7 为 Ni42W10Co1Mo 合金经不同热处理温度处理的试样拉伸截面组织,可以看到在冷轧态试样中变形组织中存在大量微小空洞,这些空洞在拉伸过程中逐渐长大,发展形成裂纹,致使合金发生断裂。经 900 °C 热处理后的试样,裂纹起始于较大尺寸块状与针状析出相,裂纹随后不断扩展,部分针状与块状析出相发生断裂,可见块状与针状析出相对合金塑性十分不利。相反的是,在 1200 °C 热处理析出的亚微米

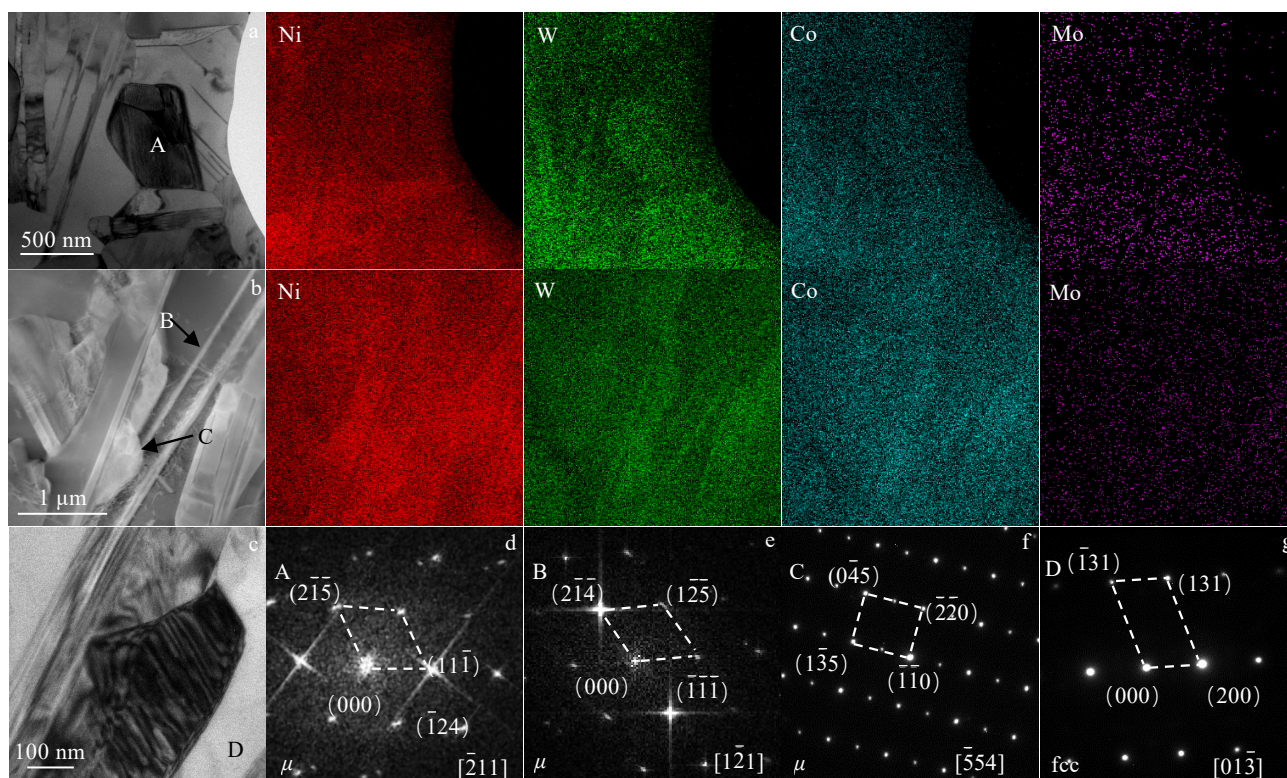


图 6 冷轧态 Ni42W10Co1Mo 合金在 900 °C 热处理后的 TEM 照片

Fig.6 TEM analysis of as-rolled Ni42W10Co1Mo alloy after heat treatment at 900 °C: (a) TEM bright-field image and STEM-EDS mappings of nanoprecipitates; (b) TEM dark-field image and STEM-EDS mappings of nanoprecipitates; (c) TEM bright-field image; (d-g) SAED patterns of precipitates and matrix organization as pointed in Fig.6a-6c

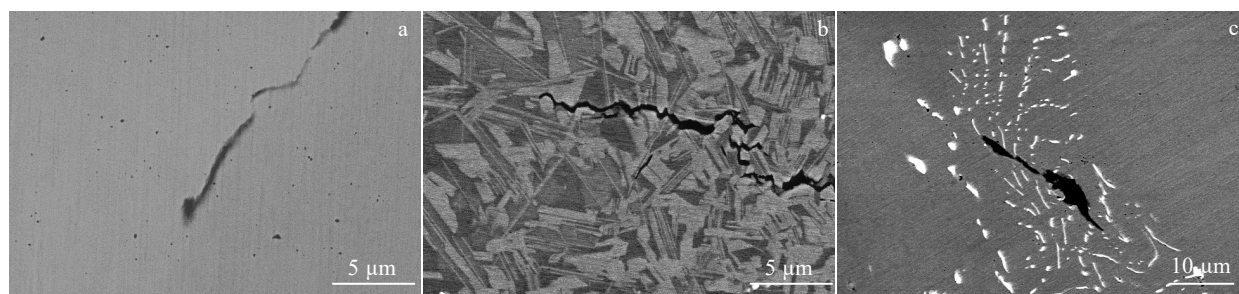


图7 经不同温度热处理的 Ni42W10Co1Mo 合金截面变形组织

Fig.7 Cross-sectional microstructures of as-rolled Ni42W10Co1Mo alloy before and after heat treatment at different temperatures: (a) as-rolled, (b) 900 °C, and (c) 1200 °C

级 σ 相对于合金的塑性是有利的,可以看到部分颗粒状析出相发生较大的塑性变形,消耗一定的载荷,并且微小颗粒状还能阻碍裂纹扩展。但由于大量 σ 相的析出,消耗了基体中大量的 W 元素,从而使合金中 W 的固溶强化效果下降,对合金的强度造成了不利影响。

另外,合金在冷轧后存在较高的内应力,导致初始合金具有较高的强度。随着热处理温度的升高,其组织由条带状逐渐发生再结晶转变为等轴晶,发生了再结晶现象,另外在 1000 °C 热处理后,部分晶粒已完成静态再结晶,合金塑性明显提高。但由于高温退火使得冷轧变形过程中产生的加工硬化效应消失,导致其强度明显下降。因此随着退火温度的不断提高,加工硬化效应逐渐消失,再结晶的不断进行,合金表现为塑性被不断升高,强度不断下降。

4 结 论

1) 在 Ni42W10Co1Mo 合金中 tcp 相的演变规律为 σ 相向 μ 相转变, μ 相再向 σ 相转变,其中 σ 相主要呈颗粒状与球状, μ 相呈针状和块状。

2) tcp 相对于 Ni42W10Co1Mo 合金的室温拉伸性能影响显著,随着大量 tcp 相的析出,其屈服强度由初始态合金的 1564 MPa 下降至 1200 °C 热处理的 479 MPa,然而其延伸率显著提升至 72.4%。

3) 大量 tcp 相的析出降低了 W 元素的固溶强化作用,导致合金的强度下降,较大尺寸的 μ 相更容易受到应力集中,成为裂纹源,而小尺寸的 σ 相则可以阻碍裂纹的扩展,从而提升合金的塑性。

参考文献 References

[1] Li Y, Liu G Q, Hu X B *et al. Scripta Materialia*[J], 2019, 162: 311
[2] Ning H S, Nie Z H, Hao Y P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 805: 140813

[3] Hou Z C, Nie Z H, Liu Z C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 865: 158872
[4] Ren C, Fang Z Z, Koopman M *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2018, 75: 170
[5] Xiong Y, Shu K H, Li Y *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 856: 144005
[6] Zhang Youjian(张友健). *Study on Precipitation Behaviors and Planer Defects of tcp Phases in Ni Base Single Crystal Superalloys*(镍基单晶高温合金中 tcp 相析出行为及内部缺陷研究)[D]. Jinan: Shandong University, 2022
[7] Cheng Yongxin(程永鑫). *Precipitation Behavior and Deformation Mechanisms of Topologically Close-Packed Phases in Ni-Based Single Crystal Superalloys*(镍基单晶高温合金中拓扑密堆相析出行为和变形机制研究)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021
[8] Li J G, Sun J X, Liu J L *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 173: 149
[9] Cheng K Y, Jo C Y, Jin T *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2704
[10] Kong Weijun(孔维俊), Ding Yutian(丁雨田), Wang Xingmao(王兴茂) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2859
[11] Rae C M F, Reed R C. *Acta Materialia*[J], 2001, 49: 4113
[12] Matuszewski K, Retting R, Matysiak H *et al. Acta Materialia* [J], 2015, 95: 274
[13] Cheng Yuan(程远), Zhao Xinbao(赵新宝), Yue Quanzhao(岳全召) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2599
[14] Gao X F, Chen R R, Liu T *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 860: 144296
[15] Matuszewski K, Rettig R, Rasiński M *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2014, 16(2): 171
[16] Wang Z X, Li Y M, Zhao H C *et al. Journal of Alloys and*

- Compounds*[J], 2019, 782: 1
- [17] Zhang L, Zhang L, Wang H *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 831: 142140
- [18] Cheng Y X, Wang G L, Liu J D *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 193: 27
- [19] Zeng Qiang(曾 强), Chen Xuhui(陈旭辉), Wu Baoping(吴保平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3394

Effect of Heat Treatment on the Microstructural Evolution and Mechanical Properties of NiW Medium/Heavy Alloys

Wang Wannian¹, Cao Guoxin², Zhu Xu¹, Chen Zhanxing¹, Wang Xiaohong³, Xing Qiuwei¹, Ma Tengfei³, Fu Baoquan²

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University of Aeronautics, Zhengzhou 450046, China)

(2. Xi'an superalloy Technology Co., Ltd, Xi'an 710299, China)

(3. Key Laboratory of Air-Driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou 324000, China)

Abstract: The influence of various heat treatment temperatures on the microstructural evolution and mechanical properties of the cold-rolled Ni42W10Co1Mo alloy was studied. The results indicate that the tcp phases are transformed from σ phase to μ phase with the increase in heat treatment temperatures, and then transformed from μ phase to σ phase finally. The microstructure evolves from deformed dendrites to a uniform equiaxed grains. After heat treatment at 900 °C, the precipitation phases are predominantly needle-like and blocky μ phases with a small quantity of granular μ phases. Recrystallization is also evident. After heat treatment at 1200 °C, a substantial amount of granular σ phases is precipitated accompanying the completion of recrystallization. The extensive precipitation of tcp phases consumes a large number of W atoms, leading to a decrease in solid solution strengthening. The room temperature yield strength is decreased from 1564 MPa to 479 MPa after heat treatment at 1200 °C, while the elongation is enhanced to 72.4%. The precipitation of larger-sized μ phases is adverse to ductility. The elongation of the alloy is only 7.1% after heat treatment at 900 °C.

Key words: nickel-based alloys; MHA; heat treatment; tcp phase; mechanical properties

Corresponding author: Ma Tengfei, Ph. D., Senior Engineer, Key Laboratory of Air-Driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou 324000, P. R. China, Tel: 0086-571-8026716, E-mail: 36105@qzc.edu.cn