时效处理对 20%冷变形 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢组织和 650 ℃拉伸性能的影响

王志楠[1]，梁 田[1]，张 龙[1]，杜爱兵[2]，高 明[1]，马颖澈[1]，刘 奎[1]

(1. 中国科学院 核用材料与安全评价重点实验室（中国科学院金属研究所），辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国原子能科学研究院，北京 102413)

摘 要：针对钠冷快堆包壳管用 15Cr-15Ni 含 Ti 的奥氏体不锈钢，研究了 550~750 ℃时效处理 336 h 对 20%冷变形合金组织和 650 ℃拉伸性能的影响。结果表明：在 550 ℃时效 336 h 后，合金发生回复，组织中位错移动产生大量退火孪晶。当在 650 和 750 ℃时效时，合金进一步回复，孪晶数量明显减少，且在组织中发现有 Sigma 相析出。随时效温度的升高，Sigma 相数量和尺寸增加。与 20%冷变形合金 650 ℃拉伸性能相比，550 ℃时效态样品拉伸时，合金屈服强度和抗拉强度略有增加；随着时效温度的升高，合金屈服温度和抗拉强度显著降低。与抗拉强度相比，时效态合金的延伸率变化趋势与之相反，时效温度升高，合金的延伸率提高。

关键词：15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢；时效处理；高温拉伸；Sigma 相

中图法分类号：TG156.9; TG142.71 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2018)11-3504-08

由于可以高效利用铀资源并能嬗变长寿命核废物，钠冷快堆得到了世界各国的广泛重视[1-3]。堆芯组件是钠冷快堆的关键部件，其中包含壳管隔绝燃料元件和钠冷却液，是堆芯组件中最重要的核心部件之一。在服役条件下，包壳管长期处于高温钠液和强中子辐照环境[4-6]，这对材料的高温力学性能、抗中子辐照和钠腐蚀能力提出苛刻要求。目前国际上钠冷快堆包壳管主流材料通常为奥氏体不锈钢[7-10]，一类为在 316 奥氏体不锈钢[11-13]基础上添加 Ti、P、Si 等微合金化元素提高材料抗辐照肿胀性能，如法国的 316 Ti，日本的 PNC1520 等合金[14-16]。另一类为调整 Cr、Ni 的含量提高材料组织稳定性，并通过 Ti、C、P、Si 等微合金化元素提高材料抗辐照肿胀性能和力学性能，如美国的 D9、D9I 等，德国的 1.4970，法国的 15-15Ti 和俄罗斯的 ChS68 等[17, 18]。

钠冷快堆中，包壳管需要在 500~700 ℃长时间运行，而奥氏体不锈钢材料在高温环境下长期运行会析出各种碳化物及金属间化合物[19-21]，这些析出相多数会对材料的性能产生不利影响。马玉喜[22]等人报道 18Cr8Mn2MoN 奥氏体不锈钢在 900 ℃等温时效时析出 Cr_2N、Sigma、χ 及 γ'相，S. S. Babu 等人[23]发现 308 不锈钢在 550~800 ℃时组织中会析出 $M_{23}C_6$ 及 Sigma 相。通常认为 Sigma 相是脆性有害相，晶界少量析出的 Sigma 相也会导致材料力学性能显著下降。黄晨[24]等人发现 316Ti 合金在进行高温力学（持久）性能实验时，Sigma 相在晶界上析出，削弱了晶界结合力，致使合金的力学性能下降。且随着 Sigma 相的长大其断裂方式由韧性断裂转变成脆性断裂。在 316Nb[25]合金中当产生 2%的 Sigma 相时，合金室温屈服温度和抗拉强度变化较小，但延伸率显著下降。

为了抑制肿胀，减少了空洞形核的机率，包壳管材料一般具有 15%~30%的冷变形，这样使得合金在 500~700 ℃运行时处于热力学不稳定状态，当动力学条件允许时，金属则向低能量方向转变。除了在合金中会析出一些析出相外，其位错也会发生运动。AISI310S 奥氏体不锈钢深冷轧制变形 90%后进行退火处理，当退火温度由 500 ℃升高至 1000 ℃时，合金的强度、硬度显著下降，延伸率显著升高，且相应的拉伸断口形貌则从韧、脆性混合断裂转变为典型的韧性断裂[26]。

我国钠冷示范快堆包壳管和外套管拟选用的材料为 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢，经 20%冷变形后使用。目前，国内外对 300 系列奥氏体不锈钢的组织和性能研究较多，但是关于 Ti 稳定化奥氏体不锈钢，尤其是 20%冷变形态的 15Cr-15Ni 含 Ti 系列奥氏体不锈钢在中温运行时的微观结构和高温力学性能变化研究报道较少。本研究通过在 550~750 ℃长时时效实验模拟包壳材料的长时间运行行为，首先考察 20%冷变形态包壳材料在时效态下微观组织的演变行为；第二考察其在 650 ℃模拟运行温度下的高温力学性能，研究材料的微观结构对高

收稿日期：2017-11-15

作者简介：王志楠，女，1989 年生，博士，中国科学院金属研究所，辽宁 沈阳 110016，E-mail：znwang@imr.ac.cn

温力学性能影响机制，为我国快中子反应堆包壳材料的设计提供参考。

1 实　验

实验用 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢经真空感应、真空自耗重熔双联冶炼成 50 kg 钢锭，合金成分为（质量分数, %）：C 0.05，Cr 15.32，Ni 15.1，Mo 2.08，Si 0.4，Mn 1.6，Ti 0.30， N 0.009，Fe 基。钢锭经锻造、热轧成为 11 mm 厚板材，经多道次冷轧和退火处理后，最终制备成 2 mm 厚 20%冷变形的原始板材，沿轧制方向截取板状拉伸试样。参考包壳管服役温度，将板状样品真空密封后在 550、650、750 ℃进行等温时效热处理。研究表明[27, 28]，多数奥氏体不锈钢在 500~800 ℃之间进行时效热处理时，当时间超过 300 h 后，合金中的析出相种类、析出量及尺寸可达到一个相对稳定状态。为此，本实验的等温时效处理时间选择为 336 h。采用 60%（体积分数）硝酸水溶液，5~10 V 电解腐刻 10~20 s 制备金相和扫描电镜样品。采用光学显微镜 Oberver. Z1m 观察样品显微组织，通过 INSPECT F50 型场发射扫描电镜分析时效样品中的组织演变。采用双喷电解减薄仪在-20 ℃制备透射样品，双喷液为 10%（质量分数）的高氯酸乙醇溶液。通过 FEI F30 透射电镜表征析出相的结构特征与位错变化行为。高温拉伸试验在 INSTRON 5582 实验机上进行，实验温度为 650 ℃，屈服前应变速率为 $2.2\times10^{-4}\ s^{-1}$，屈服后应变速率改为 $2.2\times10^{-3}\ s^{-1}$。样品拉断后采用扫描电镜观察拉伸断口形貌，并制备断口纵向截面样品，分析材料的断裂行为。

2 实验结果

2.1 时效处理过程中 20%冷变形组织的演变行为

图 1 为 20%冷轧态包壳材料样品的金相组织。可见包壳管材料的微观组织为单相奥氏体，奥氏体晶粒尺寸均匀，大小约为 21 μm，在奥氏体晶界和晶内均存在着少量块状析出相和弥散分布的粒状析出相。块状析出相尺寸较大，大小约为 3.25 μm，如图 2a 所示。根据 EDS 能谱分析（图 2b），块状析出相富 Ti、Mo、N 和 C 元素，应为 MX 型的 TiN 析出相。弥散分布粒状析出相数量较多，平均尺寸约为 100~200 nm（图 3a），经 EDS 分析（图 3b）可知，粒状析出相富含 Ti、Mo、Cr 和 C 元素。经透射电镜电子衍射分析（TEM-SADP）可知（图 4），粒状析出相为 fcc 结构，为富含 Mo、Cr 元素的 TiC 相。一般认为在凝固时析出的 TiC 相为初生相，而在固溶处理后回溶到基体中，在后续变形或热处理时重新析出的 TiC 相为二次 TiC 相。由图 4 可知，在 20%冷变形组织中除二次 TiC 相外，还有因冷变形引入的大量位错，双

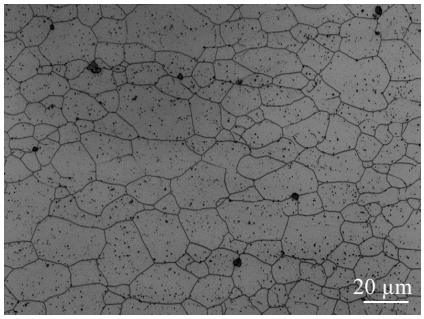


图 1　15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢 20%冷轧态金相组织

Fig.1　Optical microstructure of 15Cr-15Ni titanium-modified austenitic stainless steel with 20% cold-worked reduction

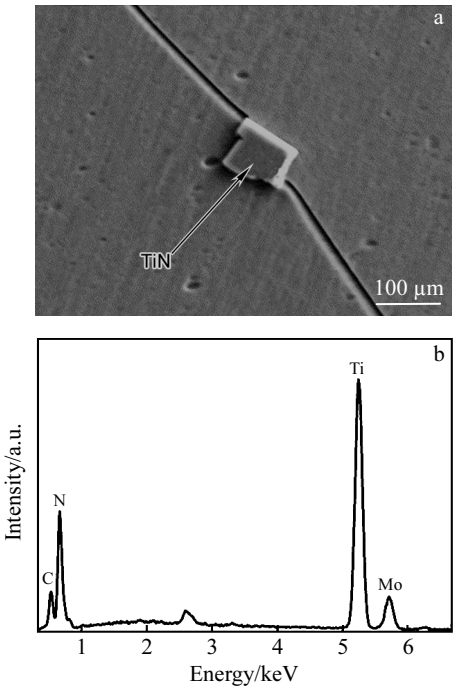


图 2　20%冷轧态包壳材料中的块状析出相 SEM 照片及 EDS 能谱

Fig.2　SEM image (a) and EDS spectrum (b) of bulk precipitate in the cold-worked sample

束明场像显示出合金中位错随机排列，大量位错缠结在一起，形成胞状组织，且在 TiC 相周围位错大量聚集。

20%冷变形样品经 550、650、750 ℃时效 336 h 后，原始的等轴奥氏体晶粒尺寸变化较小，但 3 种时效态样品中均出现大量孪晶组织，在 550 ℃时效后样品的孪晶组织最多，且随着时效温度的升高，孪晶的数量减少，如图 5a~5c 所示。这主要是因为时效过程中，位错重新分布，杂乱的位错趋向低能量状态运动，低层错能的

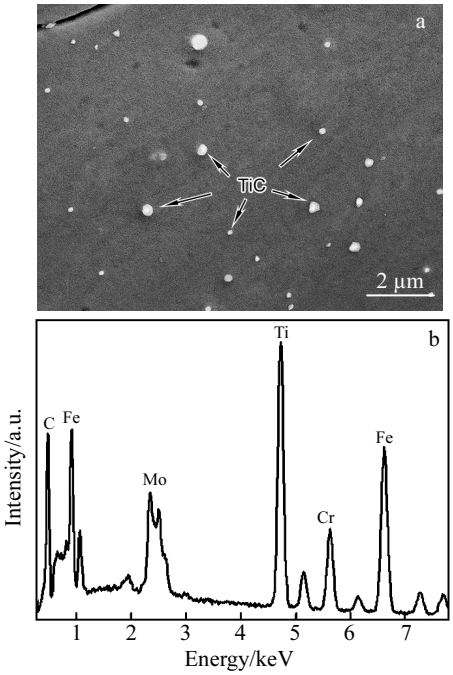


图 3　20%冷轧态包壳材料中的弥散分布析出相 SEM 照片及 EDS 能谱

Fig.3　SEM image (a) and EDS spectrum (b) of small precipitated particles in the cold-worked sample

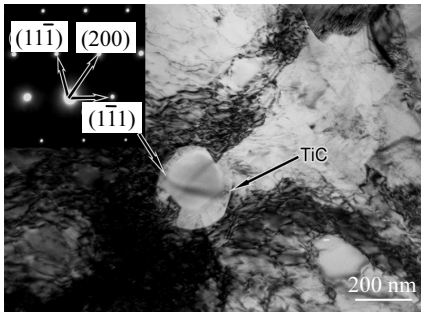


图 4　20%冷轧态包壳材料中的位错分布

Fig.4　TEM-SADP image of the cold-worked sample

奥氏体合金在中温回复过程位错扩展宽度大，不宜攀移，易形成大量退火孪晶[29]。另一方面，经 550 ℃时效处理后，冷变形组织发生回复，位错发生运动和重新排布，胞状组织减少，形成亚晶粒，如图 6 所示。随着时效温度升高至 650 和 750 ℃，位错运动驱动力增强，胞状组织逐步减少，位错网大多发展为亚晶，且亚晶粒出现长大趋势，如图 6a~6c 所示。亚晶的形成和长大则会导致孪晶逐步变细，数量逐渐减少。

20%冷轧态包壳材料经 550 ℃长期时效后，由图

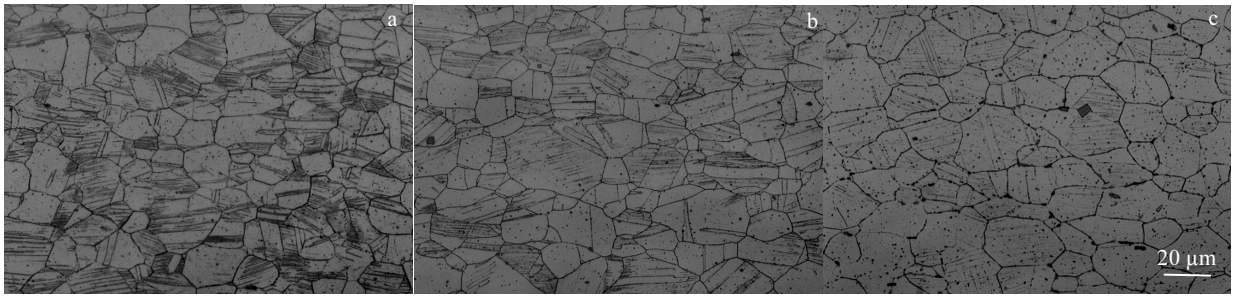


图 5　20%冷轧态包壳材料不同温度下时效 336 h 金相组织

Fig.5　Optical microstructures of 15Cr-15Ni titanium-modified austenitic stainless steel with different aging temperatures for 336 h: (a) 550 ℃, (b) 650℃, and (c) 750 ℃

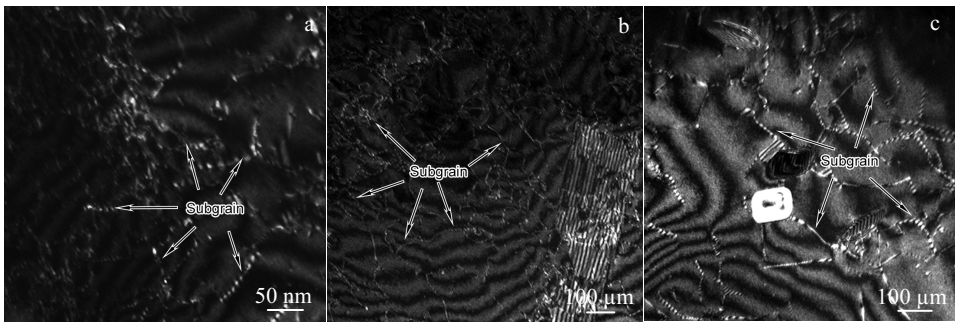


图 6　合金在时效处理中的位错变化行为的弱束暗场像

Fig.6　TEM weak beam dark field micrographs of the samples with different aging temperatures for 336 h: (a) 550 ℃, (b) 650 ℃, and (c) 750 ℃

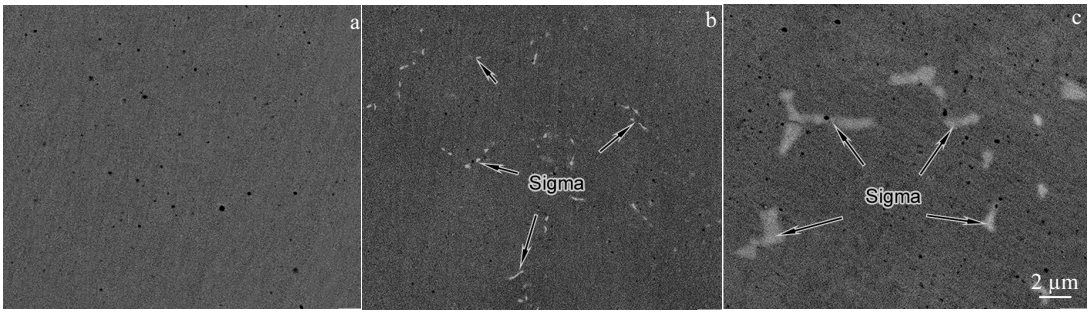


图 7　550~750 ℃时效 336 h 的 SEM-BSE 照片

Fig.7　SEM-BSE images of samples with different aging temperatures for 336 h: (a) 550 ℃, (b) 650 ℃, and (c) 750 ℃

5a 和图 7a 可知，合金中除了二次 TiC 相外，没有发现新的析出相，而当时效温度提高至 650 和 750 ℃时，在晶界处析出少量黑色的块状析出相（图 5b，5c）。经 SEM 观察可知晶界出现的黑色析出相在 BSE 模式下为白色块状析出相，如图 7b 所示，且随着时效温度提高，该析出相迅速长大（图 7c）。经 TEM-SADP 和 EDX 表征确定该析出相为富 Mo、Cr、Fe 元素的金属间化合物 Sigma 相，晶体结构为简单四方，晶格常数 $a=b$=0.82 nm，c=0.5 nm，如图 8 所示。

图 9 为采用 Sic IAS 图像软件统计时效温度对合金中 Sigma 相析出量和平均尺寸的影响。图 9a 为 Sigma 相的析出量随时效温度变化曲线，当合金在 550 ℃时效时，由于 Sigma 相析出量太少，以致于不能对其进行统计分析，当在 650 和 750 ℃时效 336 h 时，Sigma 相的析出量随时效温度的升高均逐渐增多，且 750 ℃时效 336 h 时，Sigma 相的析出量最大，约为 1% (体积分数) 左右。图 9b 为 Sigma 相的平均尺寸随时效温度变化曲线。在 550 ℃时效时，sigma 相尺寸极小，不能统计，而当时效温度由 650 ℃升高至 750 ℃时，Sigma 相快速长大，最大尺寸可达到 300 nm 左右。Sigma 相富 Mo、Cr、Fe 重原子序数元素，扩散较慢，在较低温度时效时，由于元素的扩散速率较慢，Sigma 相不易形核和长大，而时效温度升高使得元素扩散速度显著增大，促进了 Sigma 相的形核和长大。因此，在 750 ℃时效 336 h 时，Sigma 相的数量最多，尺寸最大。

2.2　时效处理对合金 650 ℃拉伸性能的影响

图 10 为 20%冷变形的 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢在 550~750 ℃时效 336 h 后的 650 ℃拉伸性能。由图 10a、10b 可知，与 20%冷变形合金相比，在 550 ℃时效 336 h 后合金的屈服强度和抗拉性能略有升高。随着时效温度的升高，合金的屈服强度和抗拉强度降低。在 650 ℃时效后合金的屈服强度和抗拉强度降低幅度较小，约为 20 MPa，而 750 ℃时效后的合金抗拉强度降幅较大，约为 80 MPa。而合金的延伸率变化趋势与抗拉强度变化趋势相反，时效态合金的延伸率高于 20%冷变形合金的延伸率，且随着时效温度的升高，合金的延伸率升高。在 750 ℃时效 336 h 后的合金延伸率最高约为 26%，如图 10c 所示。

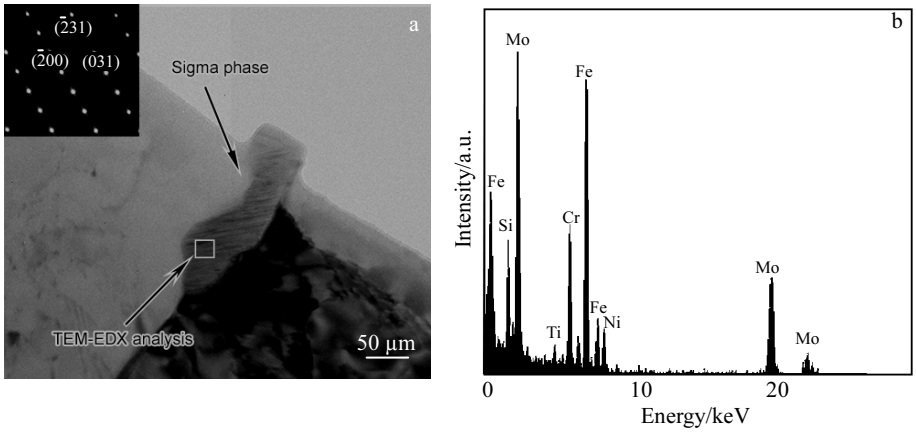


图 8　650 ℃/336 h 时效后样品中 Sigma 相 TEM 照片及 EDX 能谱

Fig.8　TEM image (a) and EDX spectrum (b) of the Sigma phase in the sample aged at 650 ℃ for 336 h

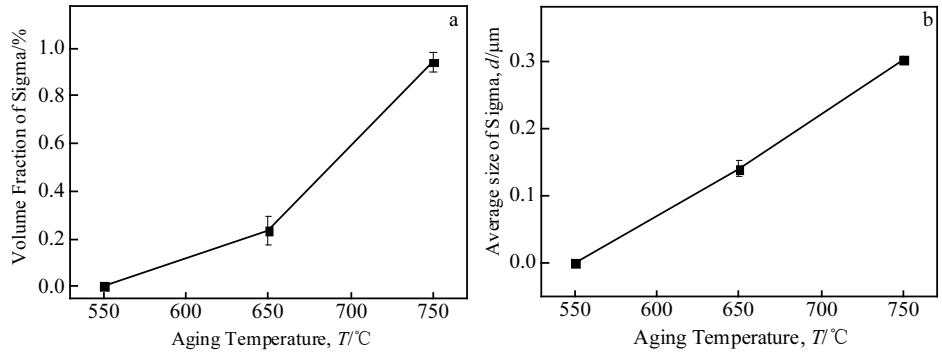


图 9　Sigma 相的析出量与平均尺寸随时效温度的变化曲线

Fig.9　Volume fraction (a) and average size (b) of Sigma phase as functions of isochronal aging temperature of 550, 650 and 750 ℃ for 336 h

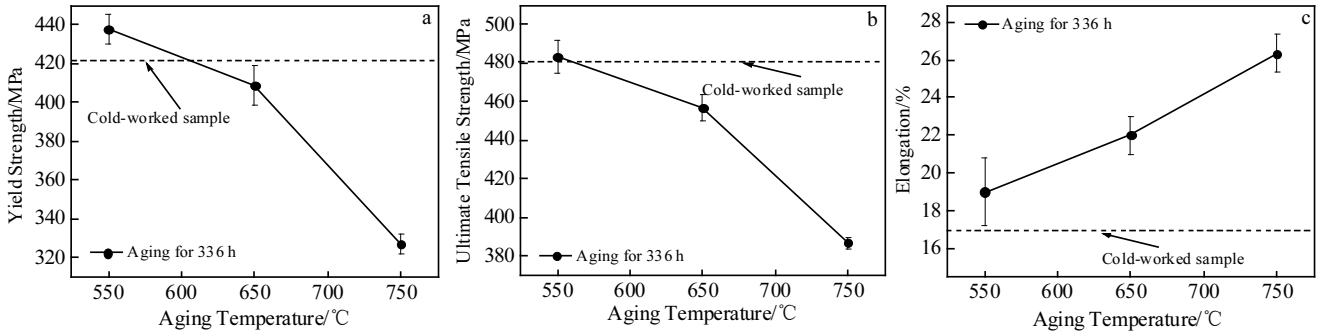


图 10　20%冷变形样品及时效样品在 650 ℃下拉伸性能随时效温度变化曲线

Fig.10　High temperature (650 ℃) tensile properties as functions of aging temperature of samples with 20% reduction aged for 336 h: (a) yield strength, (b) ultimate tensile strength, and (c) elongation

图 11 为 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢 20%冷变形及 3 种时效处理后 650 ℃拉伸样品断口形貌。由断口微观形貌可知，20%冷变形及 3 种时效处理后合金均为韧性断裂，但与冷变形态合金相比，时效态断口略有不同。20%冷变形拉伸样品的断口上韧窝数量大，且较深。经 550 ℃/336 h 时效处理后，断口形貌与 20%冷变形拉伸样品的断口形貌相似，但韧窝略浅。随着时效温度的提高，在 650，750 ℃时效 336 h 后，断口出现网状样韧窝形貌，韧窝呈抛物线形，较小较浅，且温度越高，断口处的韧窝越小越浅。

图 12 为断口纵向截面样品的 SEM 照片。以原始 20%冷变形样品及 650 ℃/336 h 时效样品拉伸断口附近的纵截面样品为例，分析 20%冷变形合金和时效态合金的断裂行为。由图 12a 可知，20%冷变形合金截面断口组织中，裂纹主要沿晶界扩展，且主要集中在基体/TiN 析出相界面。与之不同的是，时效态合金的裂纹不仅仅沿基体/TiN 界面附近扩展，在基体/Sigma 相的界面上也有裂纹扩展。这主要是因为在 650 ℃拉伸变形过程中，组织中会产生大量的位错，位错会被 TiN 析出相和 Sigma 相钉扎，导致缠结，进而使得析出相附近的应力高于其他地方，易于裂纹的产生。值得注意的是，TiN 型析出相和 Sigma 相更易于在晶界析出，析出相的晶体结构与基体结构差异较大，使得彼此间的结合力较弱，削弱了晶界强度，在拉应力作用下，位错会塞积在晶界处，形成应力集中，为了释放应力，在 TiN 型析出相和 Sigma 相与晶界界面处，或者晶界薄弱部位产生微空洞，微空洞沿晶界扩展，并最终发生断裂。

Sigma 相是不锈钢中有害析出相之一，它硬而脆，可显著降低钢的塑性、韧性。由上可知，20%冷变形合金在时效时，组织中不仅有 Sigma 相的析出，更重要的是孪晶和亚晶组织的产生。在时效的过程中，这些组织的变化对合金性能的影响是不同的。在 550 ℃时效时，Sigma 相尚未析出，而合金中产生大量退火孪晶，起到孪晶界强化作用。同时，位错胞状组织逐步减少，位错网大多发展为亚晶，相当于晶粒细化过程。这 2 个因素导致在 650 ℃拉伸时合金屈服温度、抗拉强度和延伸率较原有冷变形合金的拉伸性能略有增加，此时孪晶强化和细晶强化起主导作用。当在 20%冷变形合金在

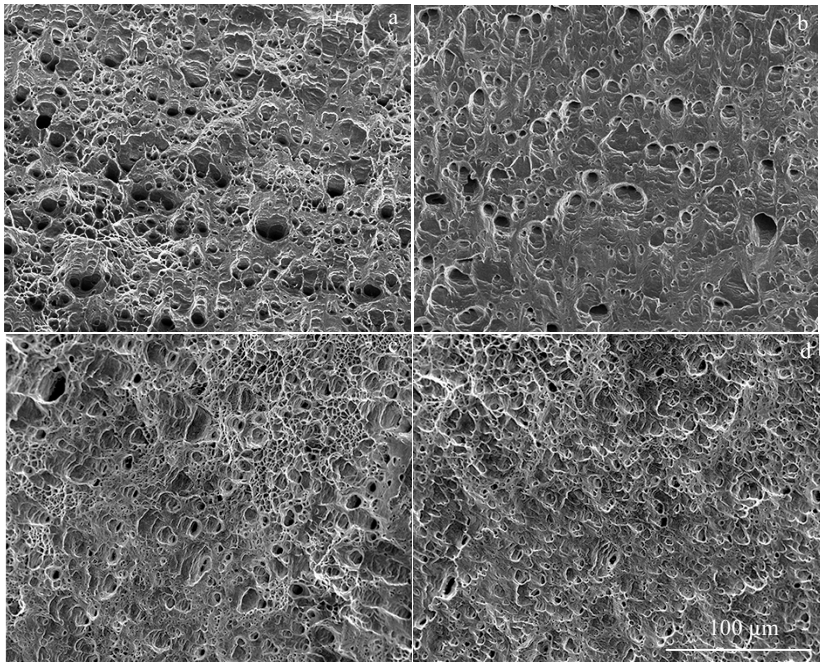


图 11　20%冷变形及经不同时效处理后样品在 650 ℃下拉伸断口 SEM 照片

Fig.11　SEM images of the sample with 20% cold-worked reduction (a) and samples aged at 550 ℃ (b), 650 ℃ (c), and 750 ℃ (d) for 336 h

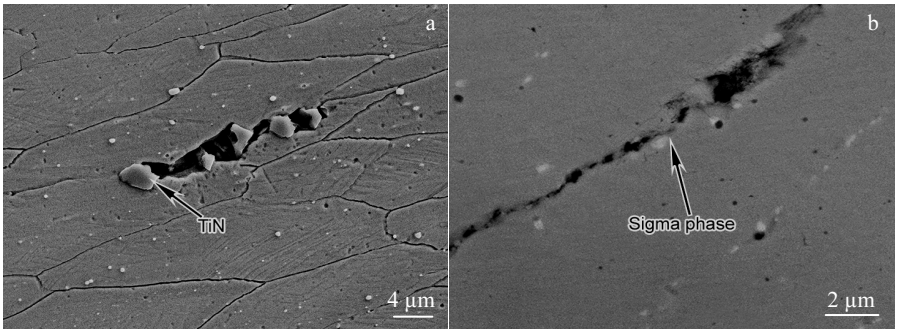


图 12　20%冷变形及经 650 ℃/336 h 时效处理后样品在 650 ℃下拉伸断口的纵向截面 SEM 照片

Fig.12　SEM images of high temperature (650 ℃) tensile fracture in longitudinal section for the samples with 20% cold-worked reduction (a) and aged at 650 ℃ for 336 h (b)

650 和 750 ℃时效 336 h 后，由于位错运动，合金中孪晶数量大大减少，孪晶界强化作用减弱。同时在此温度下，已有 Sigma 相析出，虽然 Sigma 相的最大析出量仅为 1%(体积分数)左右，但是导致合金的屈服强度和抗拉强度大幅降低，尤其是屈服强度降低约 80 MPa。随着时效处理温度升高，回复作用增强，合金进一步软化，在回复和 Sigma 相析出共同作用下，材料的强度显著降低。合金的延伸率与抗拉强度变形趋势正好相反，时效温度升高，延伸率增大。这主要是因为时效温度的升高，位错形成亚晶的驱动力增大，亚晶数量增多，相当于晶粒细化过程，使延伸率有所提高。由此可以推断回复作用对延性提升作用大于 Sigma 相析出对延性恶化作用。虽然时效态组织中存在一定脆性 TiN 和 Sigma 相，但由于 TiN 和 Sigma 相未在晶界连续呈片状析出，且这 2 种脆性相的析出量较少，所以只削弱了合金的屈服强度和抗拉强度，而不降低合金的塑性。由此可见，1%的 Sigma 相不会显著恶化合金高温延伸率，却会降低合金的抗拉强度。总体而言，时效过程冷变形合金发生以下变化：(1)孪晶界强化作用，时效过程位错运动和重新排布，产生大量孪晶，具有晶界强化作用，但随时效温度由 550 ℃升高到 750 ℃，孪晶数量减少，孪晶界强化作用消失；(2) Sigma 相析出作用，当时效温度由 550 ℃升高到 750

℃，合金中析出的硬脆性 Sigma 相导致合金抗拉强度下降；(3) 回复作用，时效过程中合金发生回复，位错发生运动，宏观应力全部消除，微观第 2 类应力大部分消除，合金变软，合金的屈服强度和抗拉强度显著降低。但另一方面，回复过程中，位错运动使得亚晶得以发展，合金的塑性得到提高。

3 结 论

1）20%冷变形 15Cr-15Ni 含 Ti 奥氏体不锈钢在 550~750 ℃下时效处理 336 h 后，冷变形组织主要产生了 2 种变化：一是时效处理使合金中发生回复现象，合金中产生大量孪晶，同时形成亚晶粒。二是随时效温度的升高，孪晶数量减少，亚晶粒增多，但在奥氏体晶界处有 Sigma 相析出。随时效温度的升高，Sigma 相长大，析出量增多。

2）时效温度为 550 ℃时，孪晶强化和细晶强化起主导作用，合金的屈服强度和抗拉强度较 20%冷变形态略有提高。当时效温度由 550 ℃升高至 750 ℃时，孪晶强化作用变弱，合金逐渐回复，抗拉强度显著下降。但随着时效温度的升高，合金回复更完全，延伸率升高。

3）基体中 TiN 相和 Sigma 相一定程度上削弱了晶界强度，在 650 ℃拉伸时，裂纹主要集中在 TiN 相、Sigma 相与基体界面处萌生并扩展，产生微空洞，最终导致断裂。

4）与 750 ℃长期时效后的组织和拉伸性能相比，合金在 550~650 ℃时效时，具有较好的组织和力学性能稳定性。

参考文献 References

[1] Masakazu I, Tomoyasu M, Shoji K. *Nuclear Engineering and Technology*[J], 2007, 39(3): 171

[2] Walters L, Lambert J, Natesan K *et al. Sodium Fast Reactor Fuels and Materials: Research Needs*[M]. Albuquerque: National Technical Information Service, 2011: 31

[3] Suri A K. *Sadhana*[J], 2013, 38(5): 859

[4] Chowdhurya P S, Gayathria N, Mukherjeea P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(1): 967

[5] Raj B. *Bull Materials Science*[J], 2009, 32(3): 271

[6] Porollo S I, Dvoriashin A M, Vorobjev A N *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2000, 283-287(1): 239

[7] Kumar H, Ramakrishnan V, Albert S K *et al. Wear*[J], 2010, 270(1): 1

[8] Mandal S, Sivaprasad P V, Dube R K. *Journal Materials Science*[J], 2007, 42(1): 2724

[9] Porollo S I, Konobeev Y U, Garner F A. *Journal Materials Science*[J], 2009, 393(1): 61

[10] Singhal L K, Martin J W. *Acta Metallurgica*[J], 1968, 16(12): 1441

[11] Raj B, Bhanu K, Rao S. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 386-388(1): 935

[12] Huang Hefei (黄鹤飞), Li Jianjian (李健健), Liu Ren (刘 仁) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(10): 1189

[13] Edwards D J, Simonen E P, Garner F A *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2003, 317(1): 32

[14] Vasudevan M, Palanichamy P. *Journal of Nuclear Materials* [J], 2003, 312(1) : 181

[15] Han Liqing, Lin Guobiao, Wang Zidong *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(3): 393

[16] Ha V T, Jung W S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43A(1): 3366

[17] Terada M, Saiki M, Costa I *et al*. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2006, 358(1): 40

[18] David C, Panigrahi B K, Balaji S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2008, 383(1-2): 132

[19] Wang Yongqiang (王永强), Yang Bin (杨 滨), Li Na (李 娜) *et al. Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2016, 52(1): 17

[20] Sagaradze V V, Goshchitskii B N, Arbuzov V L *et al. Metal Science and Heat Treatment*[J], 2003, 45(7-8): 293

[21] Chandrana K, Anthonysamya S, Lavanyaa M *et al. Procedia Engineering*[J], 2014, 86(1): 631

[22] Ma Yuxi (马玉喜), Rong Fan (荣 凡), Zhou Rong (周 荣) *et al*. *Iron Steel* (钢 铁)[J], 2007, 42(12): 64

[23] Babu S S, David S A, Vitek J M *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1996, 27A(1): 763

[24] Huang Chen (黄 晨), Wang Xiao Rong (王晓荣), Xie Guang-Shan(谢光善) *et al. Chinese Journal of Nuclear Science Engineering* (核科学与工程)[J], 2009, 29(2): 108

[25] Perrona A, Tolon-Masclet C, Ledouxa X *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 79(1): 16

[26] Xiong Yi (熊 毅), Wang Junbei (王俊北), Lu Yan (路 妍) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2016, 37(4): 101

[27] Ledoux X, Buy F, Perron A *et al*. *Materials Science Forum*[J], 2014, 783-786(1): 848

[28] Hsieh C C, Weite W. *ISRN Metallurgy*[J], 2012, 1(1): 1

[29] Cui Zhongqi(崔忠圻). *Metallography and Heat Treatment* (金属学与热处理)[M]. Harbin: China Machine Press, 2002: 202

Influence of Aging Treatment on the Microstructure and High Temperature Mechanical Properties for 15Cr-15Ni Titanium-modified Austenitic Stainless Steel in 20% Cold-worked Condition

Wang Zhinan[1], Liang Tian[1], Zhang Long[1], Du Aibing[2], Gao Ming[1], Ma Yingche[1], Liu Kui[1]

(1. Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. China Institute of Atomic Energy, Beijing 102413, China)

Abstract: Titanium-stabilized 15Cr-15Ni austenitic stainless steel in 20% cold-worked condition is considered as a promising candidate high temperature structural material for core components in liquid metal-cooled fast reactors (LMFR). Microstructure and high temperature mechanical properties of the as cold-worked alloy and the ones with different aging treatments were investigated by metallographic microscope, scanning and transmission electron microscope, and tensile testing machine. The results demonstrate that the recovery takes place when the alloy is aged at 550 °C for 336 h. The emergence of twins is attributed to dislocations movement. When the aging temperature increases to 650 and 750 °C, the amount of twins are reduced because of alloys' further recovery. Sigma phase precipitates from austenitic matrix along grain boundaries when alloys are aged at 650~750 °C for 336 h. The amount and size of Sigma phase increase with the increase in aging temperature. Because of the grain boundary strengthening, alloys aged at 550 °C have slightly higher yield strength and ultimate tensile strength than the as cold-worked alloy. The high temperature yield strength and ultimate tensile strength decrease significantly, while plasticity increases observably at the aging temperature of 650 and 750 °C.

Key words: titanium-stabilized 15Cr-15Ni austenitic stainless steel; aging treatment; high temperature tension; Sigma phase

---

Corresponding author: Liang Tian, Ph. D. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110006, P. R. China, Tel: 0086-24-23971986, E-mail: tliang@imr.ac.cn