

共格析出强化的超高强度马氏体时效不锈钢 组织和力学性能*

杨宇贤¹⁾ 王镇华^{1)†} 王清¹⁾ 唐才宇²⁾ 万鹏^{1)2)‡} 曹达华²⁾³⁾ 董闯¹⁾

1) (大连理工大学材料科学与工程学院, 高熵合金材料 (辽宁省) 工程研究中心, 大连 116024)

2) (佛山市顺德区美的电热器制造有限公司, 佛山 528300)

3) (华南理工大学材料科学与工程学院, 广州 510641)

(2024 年 10 月 23 日收到; 2024 年 12 月 28 日收到修改稿)

超高强度马氏体时效不锈钢同时拥有优异的强度及易加工等良好性能, 广泛应用于如飞机起落架等关键承载部件中. 然而, 由于析出的纳米粒子通常与体心立方 (BCC) 马氏体基体呈半共格或非共格关系, 传统马氏体时效不锈钢在追求超高强度的同时依然面临材料强韧性制衡这一难题. 本工作通过团簇式设计方法设计了一种新型共格析出强化的超高强度马氏体时效不锈钢 (Fe-7.95Cr-13.47Ni-3.10Al-1.83Mo-0.03C-0.23Nb, 数字为各元素的质量百分含量). 实验结果表明, 该冷轧态不锈钢时效后马氏体组织晶粒破碎、拉长, 同时 BCC 马氏体基体中存在高密度位错 ($\sim 1.8 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-2}$) 和大量的共格析出的 B2-NiAl 纳米粒子 ($< 5 \text{ nm}$). 力学性能方面, 该不锈钢在时效过程后表现出明显的时效硬化, 峰值时效硬度达到 651 HV. 并且该不锈钢不仅具有极高的屈服强度 ($\sigma_{YS} = 2.3 \text{ GPa}$), 而且具有良好的断后延伸率 ($El = 3.6\%$), 表明实现了良好的强塑性匹配. 最后, 对该不锈钢的超高强度来源进行深入讨论, 发现该不锈钢的超高强度来自于各不同微观结构的强化作用. 本工作为进一步设计开发出高性能超高强度马氏体时效不锈钢提供了有价值的参考.

关键词: 马氏体时效不锈钢, 超高强度, 共格析出, 强化机制

PACS: 81.40.-z, 81.05.Zx, 68.35.bd

DOI: 10.7498/aps.74.20241483

CSTR: 32037.14.aps.74.20241483

1 引言

超高强度马氏体时效钢具有优异的强度、良好的焊接性能及易加工性, 被广泛应用于飞机起落架、火箭与导弹外壳等许多关键结构中^[1-4]. 超高强度钢是指屈服强度 (σ_{YS}) 超过 1300 MPa, 抗拉强度 (σ_{UTS}) 超过 1500 MPa 的合金钢, 例如高碳含量的马氏体和贝氏体钢, 二次硬化超高强度钢以及马氏体时效钢^[5,6]. 其中, 马氏体时效钢是通过在体

心立方结构 (BCC) 的马氏体基体中引入高密度的不同类型纳米析出相, 如六方结构的 $\eta\text{-Ni}_3\text{Ti}$ ^[7-11]、四方结构的 Ni_3Mo ^[12,13] 及正交结构的 $\epsilon\text{-Cu}$ ^[11,14-16], $\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{Ti})\text{-Laves}$ 相^[17] 和 B2-NiAl 相^[18], 实现了 1500 MPa 或以上的超高强度^[19]. 然而, 马氏体时效不锈钢在追求超高强度的同时依然面临材料强韧性制衡这一难题, 想要进一步提升马氏体时效钢的力学性能, 就有必要对这些纳米强化相的微观组织演变进行更加全面的理解. 例如, Fe-18Ni-5Mo-2Cr-1.2Ti-0.6V 合金通过在马氏体基体析出高密

* 国家自然科学基金 (批准号: 52171152) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: ahua@mail.dlut.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: pengwan@midea.com

度 ($>3.7 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$) 的棒状 $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Mo})$ 粒子 (直径为 $\sim 7.1 \text{ nm}$, 长度为 $\sim 19 \text{ nm}$), 从而获得了超高抗拉强度 ($\sigma_{\text{UTS}} = 1.9 \text{ GPa}$)^[20]. 然而, 在当前马氏体时效钢中由于大多数纳米强化相与基体呈现半共格或非共格关系, 引起析出相粒子的分布不均匀, 导致超高强度马氏体时效钢往往具有较低的应变硬化能力和均匀塑性变形能力^[17,18,21–25]. 此外, 由于马氏体时效钢的服役条件较为严苛, 需要添加 Cr 用来增强其耐腐蚀能力^[4]. 然而, 过高的 Cr 含量 (质量含量为 12%–18%) 会导致富 Cr 的 α' 相形成, 引起合金严重的脆化^[26,27]. 因此, 开发具有优异的强塑性平衡的超高强度马氏体时效不锈钢具有较大的应用意义.

最近, 在开发设计高性能合金时发现了一种新的设计理念, 即共格析出强化. 在 Ni 基或 Co 基高温合金中通过在 FCC 基体上共格析出 γ' 相从而使合金获得了优异的高温力学性能^[28,29]. 例如, 在 BCC 基铁素体钢 Fe-10.9Cr-13.9Ni-6.4Al-2.2Mo-0.5Mo-0.04Zr-0.005B 中, 立方 B2 纳米粒子在 BCC 基体上共格析出, 使其在 700 °C 下仍然保持相对较高的屈服强度 ($\sigma_{\text{YS}} = 258 \text{ MPa}$)^[30]. 这种利用共格析出强化的设计理念同样适用于超高强度马氏体时效钢的设计中. 在 Fe-18Ni-3Al-4Mo-0.8Nb-0.08C-0.01B 合金中, 通过球形 B2 纳米粒子 (粒子尺寸 $< 5 \text{ nm}$) 在 BCC 基体上共格析出, 其屈服强度达到 $\sigma_{\text{YS}} = 1947 \text{ MPa}$, 抗拉强度更是超过 2 GPa, 并且合金具有良好的均匀塑性变形能力, 其均匀延伸率达 $\text{UE} = 1.9\%–3.8\%$ ^[25,31]. 此外, 在 Fe-Ni-Al 系合金中通过增加 B2 强化相形成元素 Ni/Al 的比例可以使合金的断裂模式从脆性断裂转变为韧性断裂, 从而提高合金的塑韧性^[32]. 因此, 通过共格析出强化的设计理念开发新型超高强度马氏体时效不锈钢是可行的. 然而, 由于 BCC 和 B2 相之间的显著成分差异, 开发 B2 纳米粒子共格强化的马氏体时效不锈钢仍然具有一定的挑战性^[33].

在前期工作中, 我们在 Al-Fe-Co-Ni-Cr 系列高熵合金中利用团簇成分式 Al_2M_{14} (M 为 Fe/Co/Ni/Cr 不同组合) 获得了具有不同组织形貌的 BCC/B2 共格组织. 此外, 基于团簇式设计方法我们也设计了一系列 Ni_3Ti 或 Ni_3Mo 半共格析出强化的 Fe-Cr-Ni 系马氏体不锈钢^[34–36]. 对于本文中设计的 Fe-Cr-Ni-Al 系列合金, 考虑到在马氏体

时效不锈钢中 Cr/Ni 当量对 FCC 奥氏体结构稳定性的影响, 以及 B2 强化相粒子的析出, 我们在团簇式 Al_2M_{14} 的基础上, 降低 Al 的含量, 并改变 Fe/Cr/Ni/Al 的含量及其配比, 得到了其基础团簇式 $[\text{Al-Fe}_{12}\text{Ni}_2](\text{Fe}_{1.5}\text{Cr}_{1.5})$. Mo 元素可以起到固溶强化的作用, 还能够净化晶界, 提高晶界结合力, 并通过提高不锈钢表面钝化膜的稳定性来增强合金的耐腐蚀能力, 此外还可以增大 BCC 基体的晶格常数, 从而减小 B2 相和 BCC 基体之间的晶格错配度^[37,38]. NbC 碳化物粒子不仅可以强化基体, 还能细化原奥氏体晶粒^[39,40], 然而, 过高的 C 含量会影响合金的焊接性能^[41], 因此在本合金中添加了质量含量为 0.03% 的 C. 并且为了避免 Cr_{23}C_6 粒子碳化物的析出粗化, 添加了等原子摩尔的 0.23% Nb 元素与 C 元素结合形成具有更好热稳定性的细小弥散的 NbC 粒子^[37–42]. 基于以上对合金成分设计的考虑, 我们设计得到了 B2 相共格析出强化的新型马氏体时效不锈钢, 合金成分为 Fe-13.47Ni-7.95Cr-3.10Al-1.83Mo-0.23Nb-0.03C. 本工作目的是设计开发出一种新型 B2 相共格析出强化的超高强度马氏体时效不锈钢, 主要研究不同加工与时效工艺对合金微观组织及其对力学性能的影响, 探究合金在热轧时效与冷轧时效对合金微观组织的影响, 包括板条马氏体组织以及 B2 相粒子的析出; 最后对不同状态下的合金进行硬度、拉伸、弯折性能测试, 研究微观组织对力学性能的影响, 并对其强化机制进行详细讨论.

2 实验方法

根据合金成分进行配料, 所用的金属料的纯度均超过 99.9%. 采用真空感应熔炼的方式制备出 21 kg 的合金铸锭, 之后将合金铸锭在 1200 °C 下均匀化处理 12 h 后空冷. 将铸锭在 1050 °C 下热锻至厚度为 43 mm 的钢坯, 随后在 950 °C 下进行热轧至厚度为 10 mm, 水淬. 随后进行多道次的冷轧直至厚度减小约 80%, 最终得到厚度约为 2 mm 合金板材. 最后, 取冷轧态合金样品在 500 °C 下进行不同时间的时效处理 (最长为 288 h), 水淬至室温. 为了进行对比, 将热轧态合金样品也进行 500 °C 时效处理. 冷轧态、冷轧+时效态热轧态和热轧+时效态的样品分别记为 CR, CRA, HR 和 HRA.

采用 IT800-SHL 型高分辨扫描电子显微镜 (SEM) 对合金进行组织形貌观察以及电子背散射衍射 (EBSD) 分析. 为了进行 EBSD 分析, 样品经过机械研磨和抛光至表面无划痕, 之后用粒度为 $0.05\ \mu\text{m}$ 的二氧化硅抛光液进行 4 h 振动抛光. EBSD 采集步长为 $0.20\ \mu\text{m}$, 每张 EBSD 图片的解析率均高于 80%. 采用 JEOL-JEM-2100 F 场发射透射电子显微镜 (TEM) 进一步表征合金中析出相的晶体结构和形貌, 用于 TEM 表征的样品在机械研磨后进行电解双喷, 选用的双喷液为 10% HClO_4 + 90% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (体积分数), 双喷温度为 $-30\ ^\circ\text{C}$. 利用 Image ProPlus 图像分析软件统计 B2 相粒子的尺寸和体积分数 (f), 其中, B2 粒子尺寸采用等效球形粒子半径 (r) 表示, 计算采用等面积法: $r = \sqrt{\text{area}/\pi}$.

采用 UTM5504 电子万能试验机以 $5 \times 10^{-4}\ \text{s}^{-1}$ 的应变速率沿轧制方向对合金样品进行单轴拉伸试验, 通过线切割加工出标距为 25 mm, 横截面为 $4\ \text{mm} \times 1.5\ \text{mm}$ 的拉伸样品, 在拉伸实验前用 1500 目的砂纸进行打磨, 每种热处理条件都采用三个重复的试样进行测试. 采用 Instron 万能试验拉伸机以 $0.5\ \text{mm}/\text{min}$ 的速率沿轧制方向对合金样品进行室温三点弯曲试验, 根据 GB/T 232-2024 标准, 使用横截面积为 $30\ \text{mm} \times 1.5\ \text{mm}$, 长度为 100 mm 的矩形试样进行试验. 采用 HVS-1000 SPTA 型 Vickers 硬度仪测试合金硬度, 加载载荷为 500 g, 时间为 15 s. 每个样品进行 10 次硬度测试取平均值.

3 实验结果

3.1 微观组织表征

图 1 所示为通过 Pandat 软件使用最新的 PanFe2024b_TH 数据库计算得到的合金在平衡条件下的 400—1600 $^\circ\text{C}$ 的相组成及其体积分数. 可以看出, 该合金在 630—1430 $^\circ\text{C}$ 的温度区间时为单一 FCC 奥氏体相区, 在此区间下合金在经过均匀化、热锻和热轧冷却后组织全部转化为板条马氏体组织, 且该温度区间较为宽泛, 保证了该合金具有较大的热处理工艺窗口. 当温度高于 437 $^\circ\text{C}$ 合金中开始析出 B2 相, 在 500 $^\circ\text{C}$ 时 B2 相粒子体积分数为 $f \sim 3.7\%$, 因此, 该合金选择在 500 $^\circ\text{C}$ 进行时效是合理的.

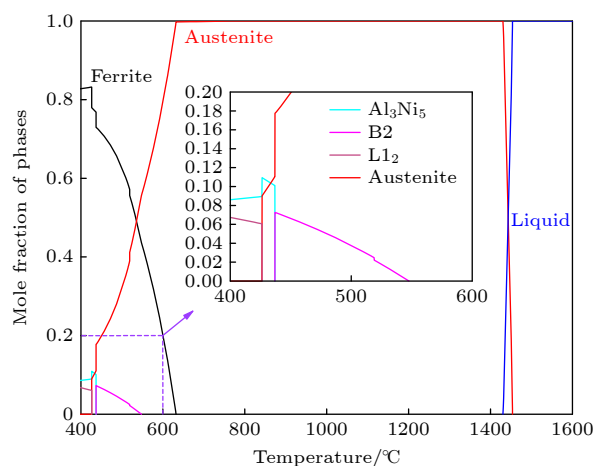


图 1 由 Pandat 软件计算得到的 Fe-7.95Cr-13.47Ni-3.10Al-1.83Mo-0.23Nb-0.03C 合金的平衡相图

Fig. 1. Equilibrium phase diagram of the designed Fe-7.95Cr-13.47Ni-3.10Al-1.83Mo-0.23Nb-0.03C alloy calculated by Pandat software.

首先通过 EBSD 和 TEM 对 CR 合金微观组织进行分析, 如图 2 所示. 图 2(a), (b) 分别给出了 CR 合金 EBSD 的反极图和相分布图. 可以看出, CR 合金为单相 BCC 马氏体组织, 在经过严重的冷加工变形后晶粒被破碎、拉长, 其平均晶粒尺寸约为 $9.4\ \mu\text{m}$. 通过 TEM 明场像 (BF) 和相应的选区电子衍射 (SAED) 图可知马氏体基体为 BCC 结构, 并且基体上分布着高密度的位错 (图 2(c)), 大量位错发生缠结形成位错胞. 此外, 在马氏体基体上还观察到存在少量 NbC 粒子, 尺寸为 20—50 nm, 如图 2(c) 中红色圆圈和箭头所示. 通过高分辨透射电子显微镜 (HRTEM) 图以及快速傅里叶变换模式 (FFT) 仔细观察 (图 2(d)), 发现 NbC 粒子与 BCC 马氏体基体之间的界面是非共格的. 因此, 经过大变形量的冷轧后, 合金基体组织为破碎的板条马氏体组织, 在此基体上只有非共格的 NbC 纳米粒子析出.

将冷轧态合金在 500 $^\circ\text{C}$ 下时效 12 h 后, 观察合金在时效后的微观组织结构, 结果如图 3 所示. 从 EBSD 结果 (图 3(a), (b)) 可以看出, 该合金在时效后基体仍保持单相 BCC 马氏体组织, 并且破碎的晶粒并未发生再结晶, 其原奥氏体晶粒尺寸约为 $9.5\ \mu\text{m}$ (图 3(a)), 基本与冷轧态相似. 对其进行 TEM 表征, 从图 3(c) 可以看出, 在时效后基体仍为具有高密度位错的马氏体板条组织, 而由于合金变形量较大, 可以观察到多晶衍射环花样, 如图 3(f) 所示. 通过标定的 SAED 图花样中的弱衍射点

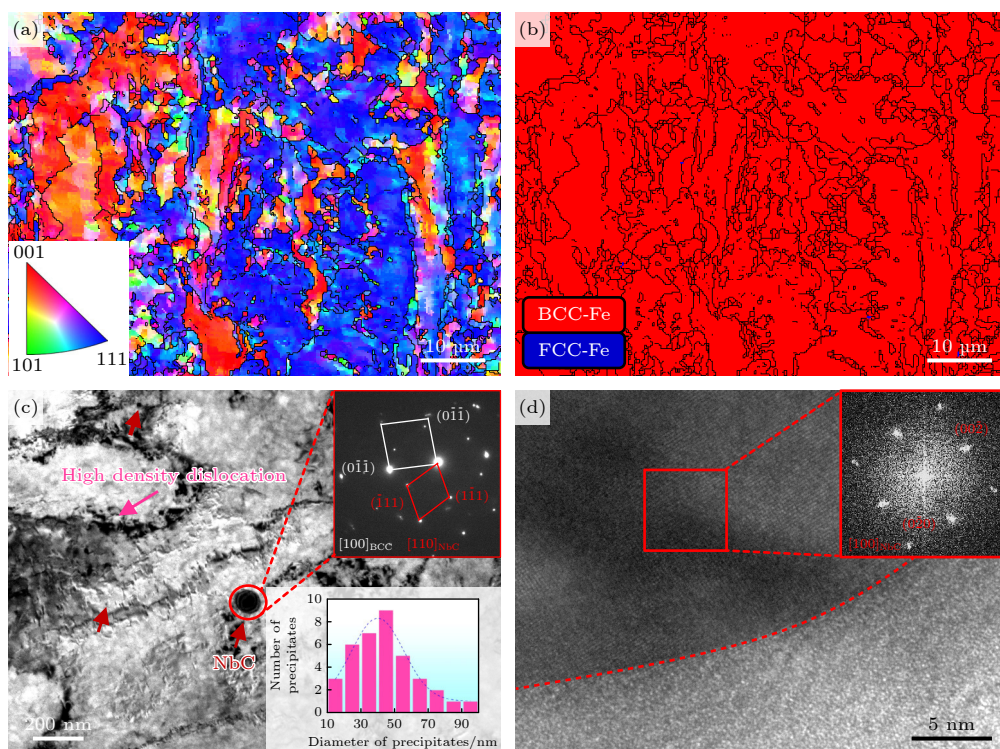


图 2 合金冷轧态 (CR) 的 EBSD 反极图 (IPF) 和相分布图 (a), (b); 冷轧态合金 TEM 明场像及其对应的 SAED 花样 (c); HRTEM 图像及其对应的 FTT 图像 (d)

Fig. 2. EBSD IPF image and phase image of the designed alloy after cold-rolling (CR) treatment (a), (b); TEM bright-field (BF) image and corresponding SAED patterns (c) and High-resolution TEM image and its FTT pattern (d) of CR.

(图 3(c)) 以及合金的多晶衍射环 (图 3(f)) 清晰地证实了 B2 析出相的存在, 根据 TEM 暗场像可以看出, 经过时效处理之后, 超细的 B2 纳米粒子 ($< 5 \text{ nm}$) 均匀分布在基体中. 通过 HRTEM 图像 (图 3(e)) 和 FFT 模式 (图 3(e1), (e2)) 观察发现, 这些直径小于 6 nm 的 B2 粒子与 BCC 马氏体基体完全共格. 图 4 为 CR 合金在 500 °C 下时效 48 h 后的 TEM 明场、暗场像, 可以看出即使时效时间延长至 48 h, B2 粒子形貌均保持为球形, 并且其粒子尺寸在 3—6 nm. 此外, 通过衍射环 (图 3(f)) 得到 BCC 和 B2 的晶格常数分别为: $a_{\text{BCC}} = 0.278 \text{ nm}$ 和 $a_{\text{B2}} = 0.277 \text{ nm}$, 可以根据错配度计算公式: $\delta = 2 \times (a_{\text{B2}} - a_{\text{BCC}}) / (a_{\text{B2}} + a_{\text{BCC}})^{[43]}$ 计算得到合金错配度为 $\delta = -0.28\%$. 可以得出结论, 共格析出的 B2 纳米粒子具有良好的热稳定性以及抗粗化能力.

为了对比热轧+时效 (HRA) 和冷轧+时效 (CRA) 两种工艺对合金组织的影响, 又对热轧态合金进行 500 °C/12 h 时效处理后进行 EBSD 分析. 图 5(a), (b) 给出了热轧 HR 合金 EBSD 的反极图 (IPF) 和相分布图. HR 合金表现为典型的单相

相 BCC 马氏体组织 (图 5(b)), 并且变形的奥氏体晶粒在热轧状态下发生再结晶并长大, 其晶粒尺寸为 $\sim 19.4 \mu\text{m}$ (图 5(a)), 远高于冷轧态的晶粒尺寸 ($\sim 9.4 \mu\text{m}$). 图 5(c), (d) 为 HR 合金在 500 °C 下时效 12 h 后的 EBSD 的反极图和相分布图, 可以看出, HRA 合金在时效后仍保持单相 BCC 马氏体组织, 原奥氏体晶粒大小并未发生明显变化. 图 6 为 HRA 和 CRA 合金的 EBSD 晶界图以及 KAM 图. 通过 EBSD 晶界图 (图 6(a), (c)) 可以看出, 热轧+时效后合金仍为等轴晶组织, 其中均匀分布着小角度晶界. 而冷轧+时效后合金晶粒发生严重变形, 且同样分布着大量的小角度晶界, 这是合金在冷轧变形过程形成的, 小角度晶界越多, 合金的位错密度也就越高, 这也与 EBSD KAM 图 (图 6(b), (d)) 的结果相吻合. 通过 EBSD 结果可以看出, HRA 合金晶粒较粗大, 虽然热轧过程中也具有一定的变形, 但由于温度较高, 大量位错发生回复, 其位错密度较低 ($\sim 0.9 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-2}$), CRA 合金由于严重冷变形而具有更细小的晶粒, 以及更高的位错密度 ($\sim 1.8 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-2}$).

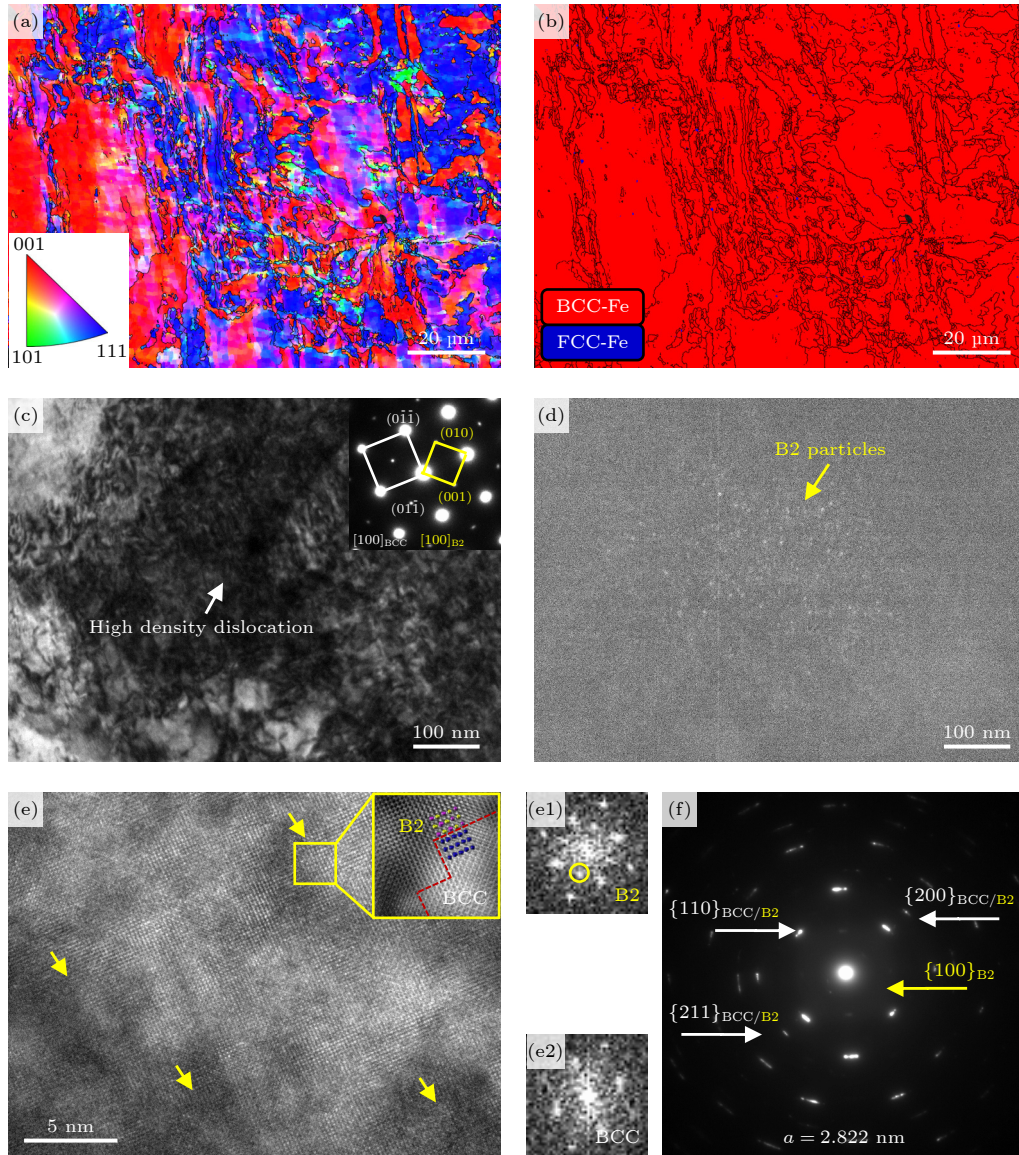


图 3 12 h 时效后 CRA 合金的微观结构 合金冷轧+时效态 (CRA) 的 EBSD 反极图 (IPF) 和相分布图 (a), (b); CRA 合金 TEM 明场、暗场像及其对应的 SAED 花样 (c), (d); CRA 合金 HRTEM 图像及其对应的 FTT 图像 (e), (e1), (e2), 以及衍射环图像 (f) of the CRA alloy.

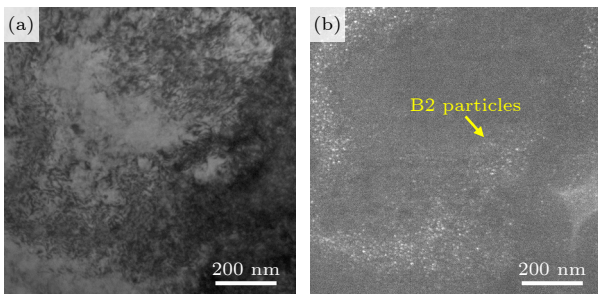


图 4 冷轧态合金在时效 48 h 后的 TEM 明场 (a)、暗场像 (b)

Fig. 4. TEM bright-field image (a), the corresponding dark-field image (b) of 48 h-aged CRA alloy.

3.2 力学性能

图 7(a) 给出了合金显微硬度 (HV) 随时效时间的变化. 可以看出在时效前 30 min, 合金硬度从冷轧态的~404 HV 大幅提升至~626 HV, 并在时效约 5 h 时到达最高硬度~651 HV, 之后随着时效时间的延长, 硬度基本保持稳定, 随着时效时间的进一步增加, B2 纳米粒子进一步发生粗化, 合金硬度略有降低. 值得注意的是, 仅在时效 30 min 时, 合金的显微硬度便达到了峰值硬度的 96%, 这说明该合金具有较快的时效硬化效应 [31,44].

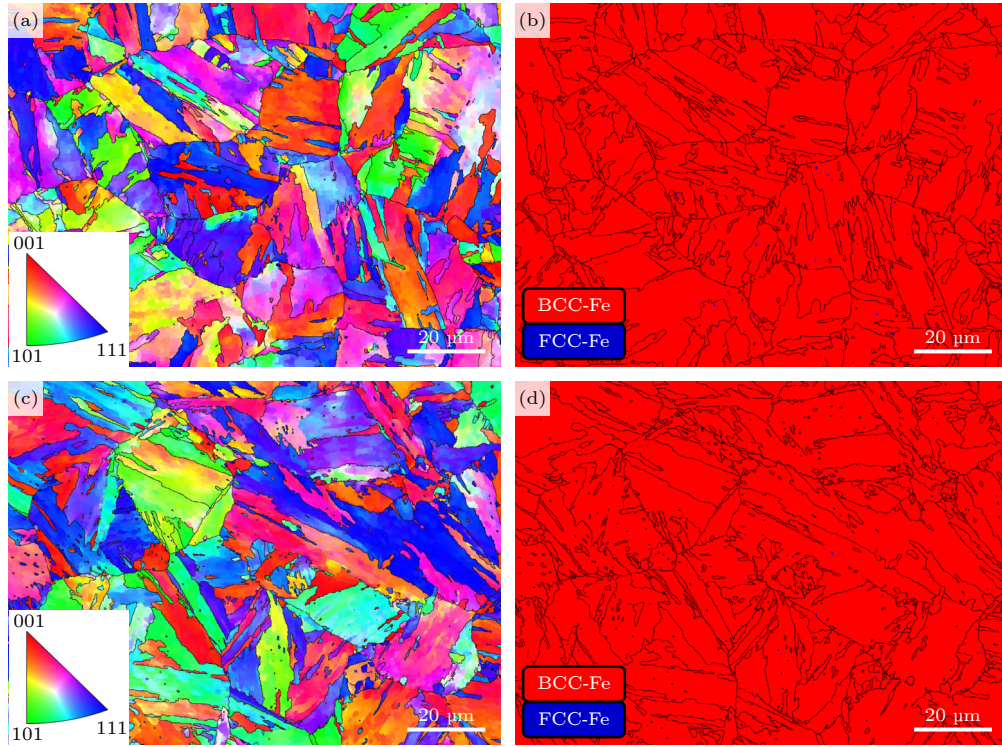


图 5 合金经热轧 (HR) 处理 (a) 和热轧+500 °C/12 h 时效 (HRA) 处理 (c) 后的 EBSD 反极图 (IPF), HR(b) 和 HRA(d) 处理后的 EBSD 相图

Fig. 5. EBSD inverse pole figures (IPFs) of the designed alloy after hot-rolling (HR) treatment (a) and hot-rolling + aging at 500 °C/12 h (HRA) treatment (c), EBSD phase images of HR (b) and HRA (d).

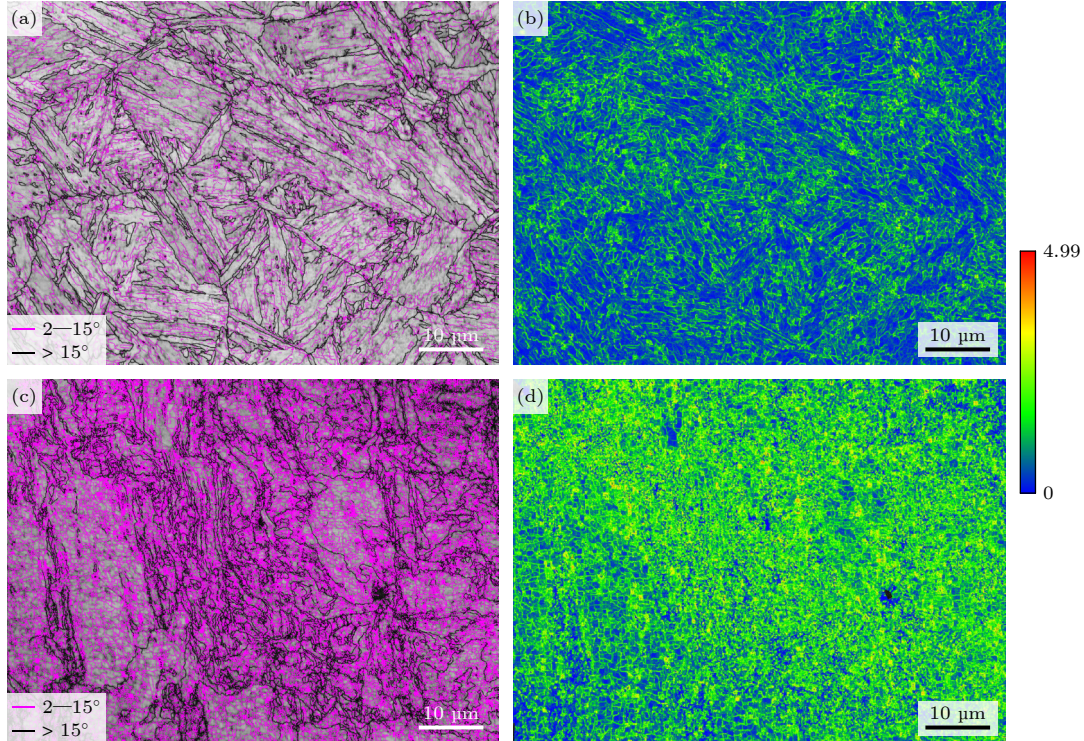


图 6 12 h 时效 HRA 合金 (a) 和 12 h 时效冷轧+时效态 (CRA) 合金 (c) 的晶界分布图, HRA(b) 和 CRA(d) 的核平均取向差 (KAM)

Fig. 6. Grain boundary distribution maps of 12 h-aged HRA alloys (a) and 12 h-aged CRA alloys (c), kernel average misorientation (KAM) of HRA (b) and CRA (d).

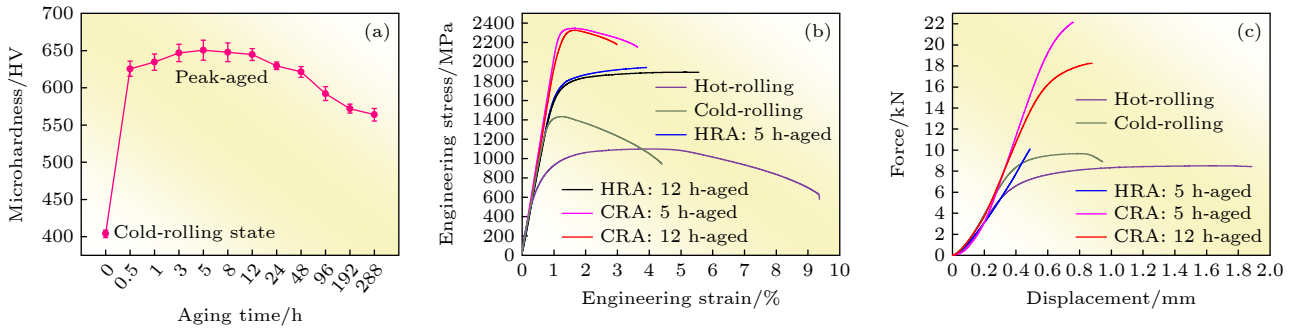


图 7 CRA 合金在 500 °C 时效时显微硬度随时效时间的变化 (a), 不同热处理状态下合金在室温拉伸下的工程应力-应变曲线 (b) 和室温三点弯曲下的载荷-位移曲线 (c)

Fig. 7. Variation tendency of microhardness of the CRA alloy with aging time at 500 °C (a), room-temperature engineering stress-strain tensile curves of the current alloy at different heat-treated (b), and 3-points bending test of the current alloy at different heat-treated (c).

表 1 不同热处理状态下设计合金以及 18 Ni(300)^[45] 的 H , σ_{YS} , σ_{UTS} , El, 极限弯曲载荷 (F_B), 及极限弯曲角度 (θ_B)
Table 1. Mechanical properties of the current stainless steel at different heat-treated states and the 18 Ni(300) steel^[45], including microhardness (H), yield strength (σ_{YS}), ultimate tensile strength (σ_{UTS}), elongation to fracture (El), ultimate bending force (F_B), and ultimate bending angle (θ_B).

States	H/HV	σ_{YS}/MPa	σ_{UTS}/MPa	El/%	F_B/kN	$\theta_B/(^\circ)$
HR	326±10	787	1100	9.3	8.5	35.5
CR	404±5	1408	1432	4.4	9.7	14.9
HRA: 5 h-aged	573±6	1704	1940	3.9	10.1	9.7
CRA: 5 h-aged	645±6	2326	2344	3.6	22.2	15.4
CRA: 12 h-aged	641±8	2254	2324	3.0	18.2	17.9
18 Ni(300)	—	2000	2050	7.0	—	—

对合金进行室温拉伸实验, 其工程应力-应变曲线如图 7(b) 所示, 其中屈服强度 (σ_{YS}), 极限抗拉强度 (σ_{UTS}), 断后延伸率 (El) 如表 1 所示. 可以看出, 在热轧状态下, 合金的屈服强度较低, 约为 $\sigma_{YS} = 787$ MPa, 断后延伸率 El = 9.3%. 在经过冷轧变形后, 合金强度提升 ($\sigma_{YS} = 1408$ MPa), 塑性降低 (El = 4.4%). 在 500 °C 时效 5 h 后, CRA 合金的屈服强度增大到 $\sigma_{YS} = 2326$ MPa, 与初始冷轧状态相比, 其屈服强度显著增大 ($\Delta\sigma_{YS} = 918$ MPa). 值得注意的是, 尽管在时效后合金的强度大幅增大, 但仍然保持有一定的塑性, 其断后延伸率 El = 3.6%. 另外, 延长时效时间至 12 h 后, 合金的屈服强度仍高达 $\sigma_{YS} = 2254$ MPa, 延伸率 El = 3.0%. HRA 合金经过时效处理后同样具有了较高的强度, 但由于其具有较大的原奥氏体晶粒尺寸, 在强度提升的同时塑性降低, 断后延伸率 El = 3.9%. 为了与设计合金的性能进行对比, 在表 1 中给出了 18 Ni(300)^[45] 马氏体时效钢的拉伸性能, 在控制工艺细化了晶粒尺寸后, 18 Ni(300) 马氏体

时效钢的屈服强度达到 $\sigma_{YS} = 2000$ MPa, 延伸率 El = 7.0%, 而设计的 B2 纳米共析析出强化的 CRA 合金在屈服强度大幅提升的同时, 塑性略微下降, 设计合金具有超高强度是由于在马氏体 BCC 基体中均匀析出了超细 B2 纳米粒子 (< 5 nm), 使得该合金在时效后具有超高强度的同时仍具有一定的塑性, 在强度和塑性之间保持了良好的平衡.

对合金的不同状态 (HR, CR, HRA, CRA) 进行三点弯曲试验, 实验结果如图 7(c) 所示, 得到的极限弯曲角度 (θ_B) 如表 1 所列. 可以看出, HR 合金具有良好的极限弯曲角度 ($\sim 35.5^\circ$), 而在进行了冷轧变形后, CR 合金的极限弯曲角度大幅降低 ($\sim 14.9^\circ$), 这是由于在热轧态下合金为等轴晶组织 (图 2(a)), 在变形过程中具有较好的塑性, 而经过冷轧后, 合金的晶粒变形、破碎, 形成纤维组织 (图 3(a)), 在变形过程中塑性相较于热轧态合金降低. 而在经过时效处理后, 由于 B2 纳米粒子的析出强化, 弯曲载荷提升, 但 HRA 合金的极限弯曲角度有所降低 ($\sim 9.7^\circ$), 而 CRA 合金的极限弯曲

角度略有增大 ($\sim 15.4^\circ$).

4 讨论

该合金具有的超高屈服强度来源于各种微观结构强化, 包括溶质原子、位错、晶界以及第二相粒子强化^[46,47]. 理论上来说, 屈服强度 σ_{YS} 是由这些强化机制共同决定的, 具体为 $\sigma_{YS} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{ss} + \Delta\sigma_m + \Delta\sigma_p$, 其中 σ_0 是 BCC α -Fe 的晶格摩擦力, 通常估算为 $\sigma_0 = 50$ MPa^[48]. $\Delta\sigma_{ss}$ 是固溶强化产生的强度增量, $\Delta\sigma_m$ 是马氏体基体的强度, 包括位错强化和晶界强化, $\Delta\sigma_p$ 是通过第二相粒子析出获得的强度. 关于 CRA 合金具有超高屈服强度 ($\sigma_{YS} = 2326$ MPa) 的强化机制的讨论如下.

4.1 固溶强化

本文合金 Fe-7.95Cr-13.47Ni-3.10Al-1.83Mo-0.23Nb-0.03C 在 950 °C 的热轧温度下为 FCC 奥氏体结构. 在此过程中, 少量的 Nb 和 C 选择性地形成细小的 NbC 粒子, 而不是溶解到基体中. 因此, 固溶强化导致的强度增量主要来自于 Cr, Ni, Al 和 Mo 元素, 通过 (1) 式可以计算得到固溶强化的强度增量^[46,49]:

$$\Delta\sigma_{ss} = \sum (\beta_i^2 x_i)^{1/2}, \quad (1)$$

$$\beta_i = 0.00045G(\eta'_i + 16\delta_i)^{3/2}, \quad (2)$$

$$\eta'_i = \frac{\eta_i}{(1 + 0.5\eta_i)}, \quad (3)$$

$$\eta_i = \frac{|G_i - G_{Fe}|}{G_{Fe}}, \quad (4)$$

$$\delta_i = \frac{|r_i - r_{Fe}|}{r_{Fe}}, \quad (5)$$

其中 x_i 和 β_i 分别为溶质元素 i 的原子百分比和固溶强化系数. β_i 可以使用 Fleischer 方程 ((2) 式) 计算, η'_i 是一个常数; η_i 和 δ_i 分别表示元素 i 相对于纯铁的模量和原子错配度; G_i 和 r_i 分别是元素 i 的剪切模量和原子半径^[50]. 基体的剪切模量 G 可根据测得的杨氏模量 $E = 194$ GPa 和泊松比 $\nu = 0.3$ ^[43] 计算, 因此可得到 $G = E/2(1+\nu) = 75$ GPa. 同时, 可以得到固溶强化系数 β_i 为: Cr 元素是 174 MPa, Ni 元素是 64 MPa, Al 元素是 491 MPa, Mo 元素是 1753 MPa, 从而可以计算得到固溶强化的强度增量 $\Delta\sigma_{ss} = 374$ MPa. 值得注意的是, 这

个值是对固溶强化的一个上限估计, 因为在时效过程中有一定数量的 Al 和 Ni 元素形成了 B2 粒子.

4.2 马氏体基体强化

马氏体基体的强度主要取决于两个因素: 晶粒大小和位错密度^[46,47]. 马氏体块的大小可以视为有效晶粒尺寸, 通过 Hall-Petch 公式^[51] 进行强化计算. 此外, 还可以使用泰勒方程^[52] 通过位错密度计算强度增量. 因此, 该合金的 $\Delta\sigma_m$ 可用 (6) 式计算得出^[46,51,53]:

$$\Delta\sigma_m = \frac{300}{\sqrt{d_{bl}}} + 0.25MGb\sqrt{\rho}, \quad (6)$$

$$\rho = 2KAM/(\mu b), \quad (7)$$

其中, $M = 2.73$ 为泰勒系数^[43]; $b = \sqrt{3}/2 \times a_{BCC} = 0.241$ nm 为伯氏矢量. d_{bl} 是马氏体块的大小, 通过 EBSD 统计得到 $d_{bl} = 0.6$ μm . ρ 是经过冷轧时效处理后板条马氏体中的位错密度, KAM 是根据 EBSD 的结果 (图 4) 得到的平均局部取向差^[52], $\mu = 0.2$ μm 是进行 EBSD 试验的扫描步长. 因此, 可以计算得到位错密度为 $\rho = 1.8 \times 10^{-3}$ nm^{-2} , 该位错密度与文献中对超低 C 含量马氏体时效钢的报道一致^[46]. 因此可以计算得出, 马氏体基体的强度增量约为 $\Delta\sigma_m = 900$ MPa.

4.3 纳米析出相强化

第二相粒子析出强化是由于位错绕过或切过粒子造成的, 这在之前研究中已有大量描述^[43,54-58]. 在该合金中, 有两种析出相: 与基体为非共格关系的 NbC 粒子以及与基体为共格关系的 B2-NiAl 纳米粒子. 这两种粒子的综合强度增量可以表示为 $\Delta\sigma_p = \Delta\sigma_{NbC} + \Delta\sigma_{B2}$.

由于 NbC 粒子与 BCC 基体为非共格关系, 所以其强化作用主要表现为位错绕过机制. 因此, 强度增量可通过 Ashby-Orowan 方程 ((8) 式) 来计算得出^[55]:

$$\Delta\sigma_{NbC} = \left(0.26Gb\frac{f^{1/2}}{r_{NbC}}\right) \ln\left(\frac{r_{NbC}}{b}\right), \quad (8)$$

其中, r_{NbC} 和 f 分别为 NbC 粒子的平均半径和体积分. 通过 TEM 图片统计可以得到, 在该合金中, $r_{NbC} = 42$ nm 和 $f = 0.5\%$, 计算得到 $\Delta\sigma_{NbC} = 41$ MPa.

该合金在 500 °C 下时效 12 h 后, B2-NiAl 纳

米粒子的平均尺寸低于 6 nm, 明显小于奥罗万绕过机制的临界尺寸. 因此, B2 纳米粒子的强化效果主要是由位错的剪切所得, 其中强度的增大是由晶格错配 ($\Delta\sigma_{\text{coherency}}$)、基体与 B2 粒子之间的模量错配 ($\Delta\sigma_{\text{modulus}}$), 以及位错切过 B2 粒子所产生的有序强化 ($\Delta\sigma_{\text{order}}$) 共同作用的结果 [43,54–58], 具体由以下方程 ((9) 式—(11) 式) 计算得到:

$$\Delta\sigma_{\text{coherency}} = M\alpha(G\delta_c)^{3/2} \left(\frac{rf}{0.5Gb} \right)^{1/2}, \quad (9)$$

$$\Delta\sigma_{\text{modulus}} = \frac{M\Delta G}{4\pi^2} \left(\frac{3\Delta G}{Gb} \right)^{1/2} \left[0.8 - 0.143 \ln \left(\frac{r}{b} \right) \right]^{2/3} r^{1/2} f^{1/2}, \quad (10)$$

$$\Delta\sigma_{\text{order}} = M \left(\frac{\gamma_{\text{apb}}^{3/2}}{b} \right) \left(\frac{4r_s f}{\pi T} \right)^{1/2}, \quad (11)$$

其中, $\alpha_c = 2.6$ 为常数; $r = (1.98 \pm 0.08)$ nm 是 B2 纳米粒子平均半径; $f = (4/3)\pi Nr^3 = (3.3 \pm 0.5)\%$ 是 B2 粒子的体积分数, 其中 $N = (1.02 \pm 0.02) \times 10^{24} \text{ m}^{-3}$ 是根据 TEM DF 图像估算的 B2 粒子的数密度; $\Delta G = 13 \text{ GPa}$ 是基体和 B2 粒子之间的剪切模量差 (B2 粒子的剪切模量为 $G_{\text{B2}} = 88 \text{ GPa}$ [43]); $\delta_c = 2\delta/3$ 是约束晶格错配, 其中 $\delta = -0.28\%$ 是 BCC 和 B2 之间的晶格错配; $r_s = (2/3)^{1/2}r$ 是被剪切的 B2 粒子在滑移面上的平均半径 [58]. $\gamma_{\text{apb}} = 0.5 \text{ J/m}^2$ 是 B2 粒子的反向畴界能 [59]; $T = Gb^2/2$ 是位错线张力 [43]. 根据以上数据, 即可计算出的每个强化作用对强度的贡献分别为 $\Delta\sigma_{\text{coherency}} = (13 \pm 2) \text{ MPa}$, $\Delta\sigma_{\text{modulus}} = (213 \pm 17) \text{ MPa}$, $\Delta\sigma_{\text{order}} = (708 \pm 65) \text{ MPa}$. 因此, B2 纳米粒子对强度的贡献为: $\Delta\sigma_{\text{B2}} = \Delta\sigma_{\text{coherency}} + \Delta\sigma_{\text{modulus}} + \Delta\sigma_{\text{order}} = (934 \pm 84) \text{ MPa}$. 由第二相粒子强化所得的总强度增量为 $\Delta\sigma_p = \Delta\sigma_{\text{NbC}} + \Delta\sigma_{\text{B2}} = 41 + (934 \pm 84) = (975 \pm 84) \text{ MPa}$. 显然, B2 纳米粒子的强化作用占主导地位, 而 NbC 粒子的强化效果则可以忽略不计.

根据计算结果总结了每种强化机制对强度的贡献如图 8 所示, 计算得到的屈服强度为 $\sigma_{\text{YS}} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{ss}} + \Delta\sigma_{\text{m}} + \Delta\sigma_p = 50 + 374 + 900 + (975 \pm 84) = (2299 \pm 84) \text{ MPa}$, 这与 CRA 合金在 500℃ 时效 5—12 h 时的实验值 $\sigma_{\text{YS}} = 2254\text{—}2324 \text{ MPa}$ 非常吻合. 此外, 除去 B2 纳米粒子对强度的提升, 其他强度增量的计算总和为 1365 MPa, 这也与合金在冷轧状态下的实验值 1408 MPa 非常吻合.

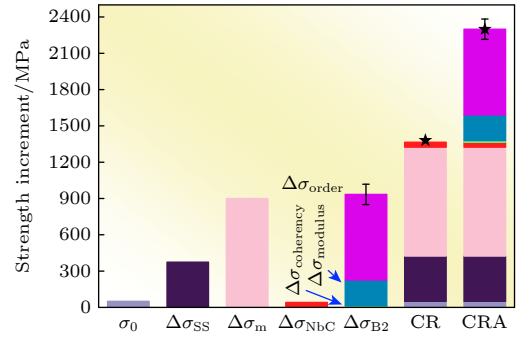


图 8 根据不同强化机制计算得到的 CR 合金以及时效 12 h CRA 合金的屈服强度, 黑色星型符号表示通过实验测得的屈服强度

Fig. 8. Calculated strength increments from different strengthening mechanisms in CR and 12 h-aged CRA alloys, in which the measured yield strength values are also presented with black star symbols for comparison.

5 结 论

1) 利用团簇成分式设计得到了一种共格析出的马氏体时效不锈钢, 该合金在各状态下均保持单相的板条马氏体组织. 经过冷轧后合金板条马氏体组织晶粒发生破碎、拉长. 500℃ 时效之后, 合金组织并未发生再结晶, 基体中仍存在大量的位错 ($\sim 1.8 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-2}$), 并且细小的 B2 纳米粒子 ($< 5 \text{ nm}$) 在 BCC 马氏体基体上共格析出, 时效 48 h 后, B2 粒子的尺寸仍在 3—6 nm. 与 HRA 合金相比, CRA 合金具有更细的晶粒尺寸和更高的位错密度.

2) 冷轧态合金在时效过程中表现出明显的时效硬化, 峰值时效硬度达到 651 HV, 即使在时效 288 h 后, 合金硬度仍能保持在 564 HV 以上. 此外, 在时效 5 h 后, CRA 合金的屈服强度达到了 2326 MPa, 并且在时效 12 h 后强度依然保持不变. 并且断后伸长率为 3.6%. 相较于同强度级别非共格强化的马氏体时效钢, CRA 合金在提升强度的同时仍拥有一定的塑性, 具有良好的强韧性匹配. 对合金进行三点弯曲试验后发现, 在冷轧+时效的超高强度工艺下合金具有较高的极限弯曲角度.

3) CRA 合金在板条马氏体基体中均匀分布了超细 (3—6 nm) 和高密度 ($\sim 1.0 \times 10^{24} \text{ m}^{-3}$) 的 B2-NiAl 纳米粒子. 通过对该合金超高强度的来源进行深入讨论发现, 马氏体基体强度 ($\Delta\sigma_{\text{m}} = 900 \text{ MPa}$) 和共格 B2 纳米粒子析出强化 ($\Delta\sigma_{\text{B2}} = 934 \text{ MPa}$) 对 CRA 合金的屈服强度的提高起主导作用.

参考文献

- [1] Yang K, Niu M C, Tian J L, Wang W 2018 *Acta. Metall. Sin.* **54** 1567 (in Chinese) [杨柯, 牛梦超, 田家龙, 王威 2018 *金属学报* **54** 1567]
- [2] Luo H W, Shen G H 2020 *Acta. Metall. Sin.* **56** 494 (in Chinese) [罗海文, 沈国慧 2020 *金属学报* **56** 494]
- [3] Sun W W, Marceau R K W, Styles M J, Barbier D, Hutchinson C R 2017 *Acta Mater.* **130** 28
- [4] Morris Jr J W 2017 *Nat. Mater.* **16** 787
- [5] Yang J R, Yu T H, Wang C H 2006 *Mater. Sci. Eng. A* **438** 276
- [6] Shi X H, Zeng W D, Zhao Q Y, Peng W W, Kang C 2016 *J. Alloys. Compd.* **679** 184
- [7] Wert D E, DiSabella R P 2006 *Adv. Mater. Process.* **164** 34
- [8] Ifergane S, Pinkas M, Barkayc Z, Brosh E, Ezersky V, Beeri O, Eliaz N 2017 *Mater. Charact.* **127** 129
- [9] Floreen S 1968 *Metall. Rev.* **13** 115
- [10] Tewari R, Mazumder S, Batra I S, Dey G K, Banerjee S 2000 *Acta Mater.* **48** 1187
- [11] Xu W, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J, Yan W, Yang K, San Martín D, Kestens L A I, van der Zwaag S 2010 *Acta Mater.* **58** 4067
- [12] Qi L, Jin Y C, Zhao Y H, Yang X M, Zhao H, Han P D 2015 *J. Alloys. Compd.* **621** 383
- [13] Moshka O, Pinkas M., Brosh E, Ezersky V, Meshi L 2015 *Mater. Sci. Eng. A* **638** 232
- [14] Zhou Q Q, Zhai Y C 2009 *Acta Metall. Sin.* **45** 1249 (in Chinese) [周倩青, 翟玉春 2009 *金属学报* **45** 1249]
- [15] Hätttestrand M, Nilsson J O, Stiller K, Liu P, Andersson M 2004 *Acta Mater.* **52** 1023
- [16] Ghosh A, Das S, Chatterjee S 2008 *Mater. Sci. Eng. A* **486** 152
- [17] Mahmoudi A, Zamanzad Ghavidel M R, Hossein Nedjad S, Heidarzadeh A, Nili Ahmadabadi M 2011 *Mater. Charact.* **62** 976
- [18] Leitner H, Schnitzer R, Schober M, Zinner S 2011 *Acta Mater.* **59** 5012
- [19] Vaithyanathan V, Chen L Q 2002 *Acta Mater.* **50** 4061
- [20] Li H, Liu Y, Liu B 2022 *Mater. Sci. Eng. A* **842** 143099
- [21] Niu M C, Zhou G, Wang W, Shahzad M B, Shan Y Y, Yang K 2019 *Acta Mater.* **179** 296
- [22] Wan J Q, Ruan H H, Ding Z Y, Kong L B 2023 *Scr. Mater.* **226** 115224
- [23] Li K, Yu B, Misra R D K, Han G, Liu S, Shang C J 2018 *Mater. Sci. Eng. A* **715** 485
- [24] Ooi S W, Hill P, Rawson M, Bhadeshia H K D H 2013 *Mater. Sci. Eng. A* **564** 485
- [25] Liu T Q, Cao Z X, Wang H, Wu G L, Jin J J, Cao W Q 2020 *Scr. Mater.* **178** 285
- [26] Li Y C, Yan W, J. D. Cotton, G. J. Ryan, Shen Y F, Wang W, Shan Y Y, Yang K 2015 *Mater. Des.* **82** 56
- [27] Hedströma P, Baghsheikhi S, Liu P, Odqvist J 2012 *Mater. Sci. Eng. A* **534** 552
- [28] Li J L, Zhang J Q, Li Z, Wang Q, Dong C, Xu F, Sun L X, Liaw P K 2024 *J. Mater. Sci. Technol.* **186** 174
- [29] Zhang J X, Wang J C, Harada H, Koizumi Y 2005 *Acta Mater.* **53** 4623
- [30] Wang Z H, Wang Q, Niu B, Dong C, Zhang H W, Zhang H F, Liaw P K 2021 *Mater. Res. Lett.* **9** 458
- [31] Jiang S H, Wang H, Wu Y, Liu X J, Chen H H, Yao M J, Gault B, Ponge D, Raabe D, Hirata A, Chen M W, Wang Y D, Lu Z P 2017 *Nature* **544** 460
- [32] Zhou B C, Liu S F, Wu H H, Luan J H, Guo J M, Yang T, Jiao Z B 2023 *Mater. Des.* **234** 112341
- [33] Liang Y J, Wang L J, Wen Y R, Cheng B Y, Wu Q L, Cao T Q, Xiao Q, Xue Y F, Sha G, Wang Y D, Ren Y, Li X Y, Wang L, Wang F C, Cai H N 2018 *Nat. Commun.* **9** 4063
- [34] Hong H L, Wang Q, Dong C, Liaw P K 2014 *Sci. Rep.* **4** 7065
- [35] Pang C, Jiang B B, Shi Y, Wang Q, Dong C 2015 *J. Alloys. Compd.* **652** 63
- [36] Wang Z H, Niu B, Wang Q, Dong C, Jie J C, Wang T M, Nieh T G 2021 *J. Mater. Sci. Technol.* **93** 60
- [37] Calderon H A, Fine M E, Weertman J R 1987 *Metall. Trans. A* **19** 1135
- [38] Vo N Q, Liebscher C H, Rawlings M J S, Asta M, Dunand D C 2014 *Acta Mater.* **71** 89
- [39] Czyryca E J 1993 *Key Eng. Mater.* **84** 491
- [40] Wen D H, Wang Q, Jiang B B, Zhang C, Li X N, Chen G Q, Tang R, Zhang R Q, Dong C, P. K. Liaw 2018 *Mater. Sci. Eng. A* **719** 27
- [41] Bailey N 1993 *Welding Steels without Hydrogen Cracking* (Cambridge: Woodhead Publishing) p69
- [42] Briant C L, Banerji S K 1978 *Int. Metal. Rev.* **23** 164
- [43] Hosford W F 2005 *Mechanical Behavior of Materials* (New York: Cambridge University Press) p16
- [44] Leitner H, Schober M, Schnitzer R 2010 *Acta Mater.* **58** 1261
- [45] Bi Z X 2014 *Special Steel Technol.* **20** 11 (in Chinese) [毕正绪 2014 *特钢技术* **20** 11]
- [46] Galindo-Nava E I, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J 2015 *Acta Mater.* **98** 81
- [47] Galindo-Nava E I, Rainforth W M, Rivera-Díaz-del-Castillo P E J 2016 *Acta Mater.* **117** 270
- [48] Rivera-Díaz-del-Castillo P E J, Hayashi K, Galindo-Nava E I 2013 *Mater. Sci. Technol.* **29** 1206
- [49] Fleischer R L 1961 *Acta Metall.* **9** 966
- [50] Lide D R 2008 *CRC Handbook of Chemistry and Physics* (Boca Raton: CRC Press) pp12–10
- [51] Morito S, Yoshida H, Maki T, Huang X 2006 *Mater. Sci. Eng. A* **438** 237
- [52] Su J, Raabe D, Li Z M 2019 *Acta Mater.* **163** 40
- [53] Kocks U F, Mecking H 2003 *Prog. Mater. Sci.* **48** 171
- [54] Nembach E 1997 *Mater. Sci. Technol.* **3** 329
- [55] Gladman T 1999 *Mater. Sci. J.* **15** 30
- [56] Argon A 2007 *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity* (Oxford: Oxford University Press) p74
- [57] P. M. Kelley 1973 *Int. Metall. Rev.* **18** 31
- [58] A. Kelly, R. B. Nicholson 1971 *Strengthening Methods in Crystals* (London: Elsevier) p37
- [59] T. Hong, A. J. Freeman 1991 *Phys. Rev. B Condens. Matter.* **43** 6446

Microstructure structure and mechanical properties of coherent precipitation strengthened ultrahigh strength maraging stainless steel^{*}

YANG Yuxian¹⁾ WANG Zhenhua^{1)†} WANG Qing¹⁾ TANG Caiyu²⁾
 WAN Peng^{1)2)‡} CAO Dahua²⁾³⁾ DONG Chuang¹⁾

1) (*Engineering Research Center of High Entropy Alloy Materials (Lianoning Province), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China*)

2) (*Foshan Shunde Midea Electrical Heating Appliances Manufacturing Co., Ltd., Foshan 528300, China*)

3) (*School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510641, China*)

(Received 23 October 2024; revised manuscript received 28 December 2024)

Abstract

Ultra-high strength maraging stainless steels possess many important applications such as in aircraft landing gears owing to their excellent strength and good process ability. However, traditional ultra-high strength maraging stainless steels are facing the challenge of balancing strength and ductility while pursuing ultra-high strength. This is mainly due to the semi-coherent or non-coherent relationship between the precipitated nanoparticles and the body-centered cubic (BCC) martensitic matrix. In this work, a novel ultra-high strength maraging stainless steel (Fe-7.95Cr-13.47Ni-3.10Al-1.83Mo-0.03C-0.23Nb, weight percent, %) is designed using a cluster formula approach. Alloy ingots are prepared by vacuum induction melting under an argon atmosphere, followed by hot rolling at 950 °C and multiple passes of cold rolling. Finally, the alloy is aged at 500 °C for 288 h. Microstructural characterizations of the alloy in different aging states are performed using electron backscatter diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM). As a result, the martensitic structure of the alloy is fragmented and elongated, with high-density dislocations ($\sim 1.8 \times 10^{-3} \text{ nm}^{-2}$) and a large number of coherent B2-NiAl nanoparticles ($< 5 \text{ nm}$) observed in the BCC martensitic matrix after cold rolling and aging. In terms of mechanical properties, the alloy exhibits significant age-hardening, with a peak-aged hardness of 651 HV after ageing treatment. It also demonstrates an extraordinarily high yield strength ($\sigma_{YS} = 2.3 \text{ GPa}$) and a decent elongation ($El = 3.6\%$), indicating a well-balanced strength-ductility property. Finally, the origins of the ultra-high strength in the novel alloy are discussed in depth, showing that the ultra-high strength of this stainless steel comes from the strengthening effect of different microstructures. This study provides valuable guidance for designing high-performance ultra-high strength maraging stainless steels.

Keywords: maraging stainless steel, ultra-high strength, coherent precipitation, strengthening mechanisms

PACS: 81.40.-z, 81.05.Zx, 68.35.bd

DOI: 10.7498/aps.74.20241483

CSTR: 32037.14.aps.74.20241483

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 52171152).

[†] Corresponding author. E-mail: ahua@mail.dlut.edu.cn

[‡] Corresponding author. E-mail: pengwan@midea.com



共格析出强化的超高强度马氏体时效不锈钢组织和力学性能

杨宇贤 王镇华 王清 唐才宇 万鹏 曹达华 董闯

Microstructure structure and mechanical properties of coherent precipitation strengthened ultrahigh strength maraging stainless steel

YANG Yuxian WANG Zhenhua WANG Qing TANG Caiyu WAN Peng CAO Dahua DONG Chuang

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 058101 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20241483

CSTR: 32037.14.aps.74.20241483

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20241483>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

中子辐照奥氏体不锈钢晶内/晶间孔隙形貌演化的相场模拟

Phase field simulation of intra/intergranular pore morphology evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steel

物理学报. 2024, 73(22): 224601 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20241353>

元素掺杂对储氢容器用高强钢性能影响的第一性原理和分子动力学模拟

First principles and molecular dynamics simulations of effect of dopants on properties of high strength steel for hydrogen storage vessels

物理学报. 2024, 73(6): 067101 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231735>

自由电子激光制备高强度亚稳态氦原子和类氦离子

Free electron laser prepared high-intensity metastable helium and helium-like ions

物理学报. 2024, 73(15): 150201 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240554>

低密度Co-Ni-Al-Mo-Cr-Ti/Nb-Ta系列高温合金方形 γ/γ' 共格组织设计及其稳定性

Design of cuboidal γ/γ' coherent microstructure and its stability in low-density Co-Ni-Al-Mo-Cr-Ti/Nb-Ta superalloys

物理学报. 2022, 71(11): 118102 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20212444>

基于换能器驱动信号特征的高强度聚焦超声焦域损伤实时监测

Real-time monitoring of high intensity focused ultrasound focal damage based on transducer driving signal

物理学报. 2022, 71(3): 037201 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211443>

含铝强化奥氏体钢在550 °C液态铅铋中的腐蚀行为

Corrosion behavior of aluminum reinforced austenitic steel in liquid lead bismuth at 550 °C

物理学报. 2024, 73(2): 026104 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231103>