

# 固溶处理对低镍双相不锈钢耐点蚀及强韧性能的影响

赵岩<sup>1</sup>, 王旭<sup>2</sup>, 陈达宇<sup>1</sup>, 高永亮<sup>1</sup>, 杨晓禹<sup>1</sup>, 陈巍<sup>1</sup>

(1. 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103)

(2. 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310058)

**摘要:** 采用“C/N+Mn 代 Ni”的合金设计方法, 制备出了一种具有良好热加工性能的低镍双相不锈钢 21Cr-DSS, 并研究了固溶处理工艺对新钢种微观组织、强韧性及耐点蚀性能的影响。结果表明: 21Cr-DSS 在热轧过程中铁素体比奥氏体更容易发生动态软化。固溶温度比保温时间对 21Cr-DSS 中两相比例的影响更明显, 且奥氏体晶粒尺寸稳定性优于铁素体。随固溶温度升高, 21Cr-DSS 的强韧性得到改善, 但当温度超过 1100 °C 后, 强韧性下降。在 1050 °C 固溶处理 30 min 时, 21Cr-DSS 具有最佳的综合性能, 此时强塑积为 58.9 GPa%, -40 °C 低温冲击功为 84 J, 在 3.5% 氯化钠溶液中的点蚀电位为 0.43 V。21Cr-DSS 比常规 LDX2101 具有更优异的热加工性能和强韧性, 且耐点蚀性能基本相当。与 AISI 304 奥氏体不锈钢相比, 21Cr-DSS 的强度和耐点蚀性能明显更优。

**关键词:** 双相不锈钢; 固溶处理; 相比比例; 力学性能; 耐点蚀性能

**中图分类号:** TG142.71

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)02-0535-09

双相不锈钢 (duplex stainless steel, DSS) 具有铁素体和奥氏体两相共存的结构, 以其独特的优势已在国民经济建设的很多重要领域得到广泛应用, 如核电、海洋平台、汽车、建筑设施等<sup>[1-7]</sup>。随着我国海洋战略的实施, 复杂恶劣的海洋服役环境对材料的强韧性、耐蚀性等关键性能提出了更为严苛的要求。传统奥氏体不锈钢逐渐暴露出它在晶间腐蚀、应力腐蚀和点蚀等局部腐蚀方面的缺点, 在这种情况下, 双相不锈钢成为更好的替代选择。海洋工程领域应用的不锈钢一般除耐蚀要求外, 还有强度、韧性等性能的要求, 如何开发出高强韧、高耐蚀、低成本的双相不锈钢材料成为关键。

近年来, 为了应对国际镍价格波动对不锈钢的不利影响, 国内外相关企业及研究机构开始研发以“Mn+N 代 Ni”的资源节约型双相不锈钢, 在保证高性能的前提下, 以期降低合金成本<sup>[8-10]</sup>。LDX2101 作为一种典型的资源节约型双相不锈钢, 比 AISI 304 奥氏体不锈钢具有更高的强度、更优异的耐点蚀性能以及更低的原材料成本。为了进一步提升双相不锈钢的力学性能, 国内外学者通过控制钢材层错能, 在变形过程中获得“ $\gamma \rightarrow \epsilon$ -马氏体  $\rightarrow \alpha'$ -马氏体”的相变诱导塑

性 (transformation induced plasticity, TRIP) 效应, 综合提高材料的强度和塑性<sup>[11-19]</sup>。然而, 在双相不锈钢的生产制备过程中容易出现因氮逸出导致的气孔缺陷和铁素体/奥氏体高温强度差异大而导致的热轧开裂, 使生产成本不降反增, 严重制约其热轧生产及推广应用<sup>[20-23]</sup>。目前, 针对 Mn-N 合金型双相不锈钢的研究工作多集中于高温变形组织演变及热处理工艺对拉伸性能的影响方面, 而缺乏对其热加工性能和使用性能的整体考虑。因此, 在含氮低镍双相不锈钢的合金成分优化设计、强塑性、低温韧性、耐点蚀性能及微观组织演变等方面仍需开展大量系统性的研究。

在本研究工作中, 作者从“合金成分、轧制和热处理工艺”入手进行综合调控, 采用“C/N+Mn 代 Ni”的合金设计方法, 制备出了一种具有良好热加工性能的新型含氮低镍双相不锈钢 21Cr-DSS, 并系统阐明固溶处理工艺对新钢种微观组织演变、强韧性及耐点蚀性能的影响规律。

## 1 实验

N 元素不仅可以改善双相不锈钢的耐蚀性能, 而且可以显著提高其强度<sup>[5]</sup>。然而, 当双相不锈钢中 N

收稿日期: 2022-02-09

基金项目: 浙江省博士后择优资助 (ZJ2020091); 宁波市自然科学基金 (202003N4343); 宁波市科技创新 2025 重大专项 (2020Z055)

作者简介: 赵岩, 男, 1991 年生, 博士, 中国兵器科学研究院宁波分院, 浙江 宁波 315103, E-mail: zy\_better@sina.cn

元素的质量分数超过 0.2% 时, 在冶炼过程中极易出现气孔缺陷。在新钢种成分设计时, 适当降低了 N 元素的含量, 同时为了降低成本, 将 Ni 元素的质量分数由 1.65% 降低至 1% 左右。N 和 Ni 都是奥氏体形成和稳定元素, 同时降低它们的含量会降低奥氏体稳定性和奥氏体比例。为了使铁素体和奥氏体两相比比例维持在合理范围内, 适当提高了 C 元素的含量, 即采用“C/N+Mn 代 Ni”合金设计。表 1 所示为新钢种 21Cr-DSS 和常规 LDX2101 的化学成分。点蚀当量 (pitting resistance equivalent number, PREN) 根据式 (1) 进行计算<sup>[13]</sup>:

$$PREN = w[Cr] + 3.3w[Mo] + 16w[N] \quad (1)$$

式中,  $w[Cr]$ 、 $w[Mo]$  和  $w[N]$  分别代表相应合金元素的质量分数, %。

经计算, LDX2101 和 21Cr-DSS 的 PREN 值分别为 26.12 和 25.42, 初步可见, 采用新型合金成分设计对其耐蚀性能影响不大。

图 1 所示为利用 Jmatpro 软件计算出的新钢种 21Cr-DSS 的相图。可以看到, 21Cr-DSS 在热加工及热处理温度范围内 (950~1250 °C) 均为铁素体和奥氏体两相结构, 在此温度区间几乎未有脆性相出现, 铁素体的体积分数随着温度的降低而逐渐减少。进一步的, 可以发现, 当温度处于 1050~1200 °C 时, 铁素体体积分数为 40%~60%, 铁素体和奥氏体两相比比例接近 1:1。

表 1 LDX2101 与 21Cr-DSS 的化学成分

Table 1 Chemical composition of LDX2101 and 21Cr-DSS (wt%)

Steel	C	Cr	Ni	Mo	Mn	N	Fe
LDX2101	0.02	21.77	1.65	0.25	4.99	0.22	Bal.
21Cr-DSS	0.10	21.80	1.15	0.32	4.60	0.16	Bal.

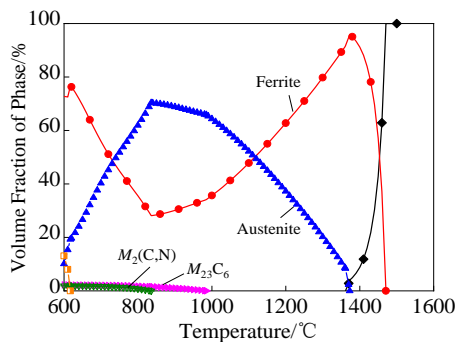


图 1 实验钢 21Cr-DSS 的热力学平衡相图

Fig.1 Thermodynamic phase diagram of 21Cr-DSS calculated by Jmatpro

根据前述设计成分, 利用 50 kg 真空感应炉熔炼制备得到了 21Cr-DSS 的铸锭, 其截面约为 120 mm×120 mm, 将铸锭在 1200 °C 下保温 4 h, 然后经多道次热轧至 12 mm, 热轧总压下率约为 90%。开轧温度约为 1160 °C, 终轧温度约为 1000 °C。随后水冷至室温, 以防止脆性相析出。在轧制过程中未观察到明显的边部开裂现象, 热轧板的宏观照片如图 2a 所示。然而, 在 LDX2101 的热轧过程中发现, 从第 6 道次开始热轧板边部出现轻微的开裂, 且随着热轧的进行, 边裂现象逐渐加剧, 如图 2b 所示。因此, 通过新型合金成分设计, 本研究获得了一种具有良好热加工性能的含氮低镍双相不锈钢。

在热轧板上沿轧制方向切取金相试样, 在不同温度下进行固溶处理, 水淬, 试样经研磨和机械抛光后, 采用质量分数为 30% 的 KOH 水溶液电解腐蚀, 电压控制在 6~8 V, 腐蚀时间为 3~5 s。采用 OLYMPUS 光学显微镜进行金相观察。采用电子背散射衍射技术 (electron backscattered diffraction, EBSD) 来分析实验钢在不同热处理工艺条件下的相组成、晶界类型及再结晶分数等, EBSD 试样经机械研磨后, 采用 125 mL HClO<sub>4</sub> + 875 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 溶液电解抛光, 消除表面的应力层, 电解抛光电压设定为 25 V, 抛光时间为 24 s。用 Zeiss Ultra 55 扫描电镜上集成的 HKL-Channel 5 软件对试验样品的电子背散射衍射数据进行相应的分析。室温拉伸实验按照 GB/T228-2010 要求进行, 采用英斯特朗 10 吨拉伸机, 试验速率为 3 mm/min, 试样均沿钢板的轧制方向切取。采用摆锤式冲击试验机进行冲击性能测试, 垂直于钢板轧制方向进行取样, 并加工成尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm 的 V 型夏比冲击试样, 试验温度设定为 -40 °C。利用电化学方法来



图 2 热轧板宏观照片

Fig.2 Photos of the hot-rolled plates: (a) 21Cr-DSS and (b) LDX2101

评价实验钢的耐点蚀性能, 电化学工作站和数据处理采用武汉科思特仪器有限公司生产的 CS2350 型双单元电化学工作站及其分析软件, 试验中以铂电极为辅助电极, 饱和甘汞电极 (SCE) 为参比电极, 实验样品为工作电极, 试验温度为 25 °C, 工作环境为 3.5% NaCl 溶液, 扫描步长设定为 0.33 mV/s。

## 2 结果与分析

### 2.1 固溶处理对 21Cr-DSS 热轧板显微组织的影响

图 3 所示为新钢种 21Cr-DSS 热轧板在不同固溶

处理工艺下的金相组织。图中深色部分为铁素体, 浅色部分为奥氏体。在热轧板原始组织中, 铁素体相和奥氏体均呈现出明显的条带状组织, 如图 3a 所示。当固溶温度为 950 °C 时, 在铁素体相中可以观察到大量细小的奥氏体小岛, 如图 3b 所示, 这说明在较低固溶温度下, 更容易发生铁素体向奥氏体的相变, 大量铁素体转变为奥氏体。对比图 3b、3c 和 3e, 可以发现随着固溶温度升高, 奥氏体比例明显降低, 组织也逐渐粗大。从图 3c 和 3d 中可以看出, 随着保温时间延长, 组织也明显长大, 但是两相比例变化不大。

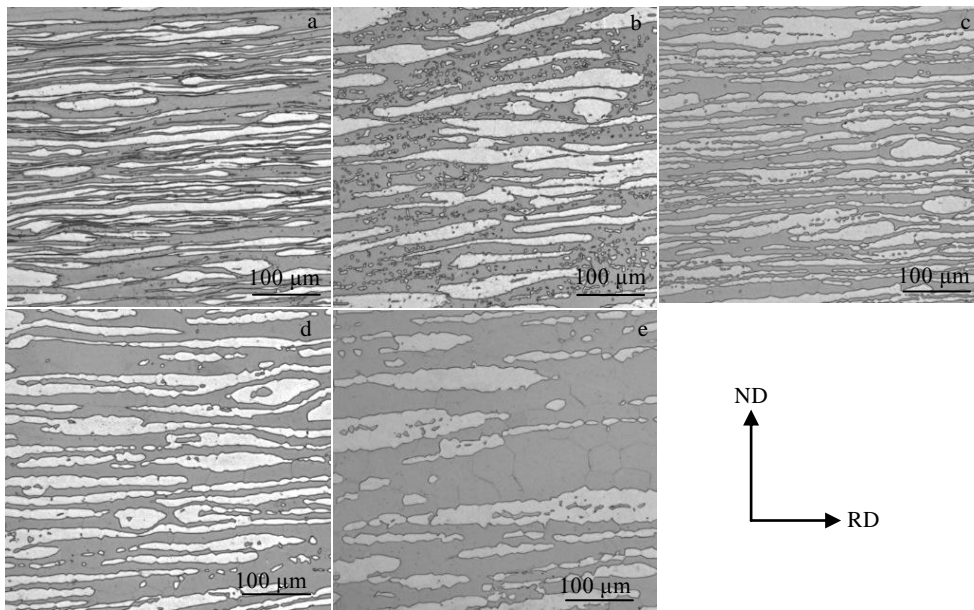


图 3 实验钢 21Cr-DSS 热轧板在不同固溶处理工艺下的金相组织

Fig.3 Microstructures of hot-rolled 21Cr-DSS plate with different solid solution treatments: (a) without heat treatment, (b) 950 °C × 30 min, (c) 1050 °C × 30 min, (d) 1050 °C × 60 min and (e) 1150 °C × 30 min

为了更直观地对比不同工艺条件下实验钢中两相比例的变化情况, 统计了铁素体和奥氏体的含量, 如图 4 所示。从图中可以看出, 热轧板原始组织中, 铁素体比例可以达到 66% 以上, 远高于奥氏体比例。当固溶温度为 950 °C 时, 铁素体比例为 45.9%, 略低于奥氏体比例, 而随着温度升高至 1150 °C, 铁素体比例可以达到 60% 以上, 这与热力学平衡相图中所展现出的变化趋势一致。对比实验钢在 1050 °C 固溶处理不同时间时的两相组成, 可以发现, 延长保温时间对调整两相比例影响不大。

图 5 所示为 21Cr-DSS 热轧板在未固溶状态下的 EBSD 显微组织。与金相组织形貌一致, 组织沿金属流动方向呈现明显的拉长现象。图 5a 所示为实验钢的相组成图, 图中蓝色和红色区域分别为铁素体和奥氏体, 粗线和细线分别代表大角度晶界和小角度晶界。

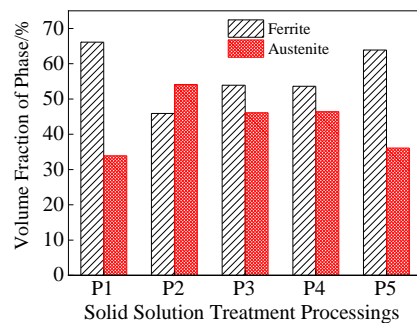


图 4 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶处理工艺下的两相比例  
Fig.4 Volume fractions of ferrite and austenite in hot-rolled 21Cr-DSS plate with different solid solution treatments (P1: without heat treatment, P2: 950 °C × 30 min, P3: 1050 °C × 30 min, P4: 1050 °C × 60 min, P5: 1150 °C × 30 min)



可以看到, 铁素体和奥氏体两相均呈现明显的条带状, 铁素体中有少量大角度晶界, 而奥氏体中几乎全部为小角度晶界。图 5b 所示为实验钢的变形分布图, 图中红色区域表示变形组织, 黄色区域表示发生回复的组织, 蓝色区域表示发生再结晶的组织。对照相组成图可以发现, 奥氏体几乎全部保持变形状态, 而大部分铁素体已经发生了动态回复, 甚至部分区域已经发生了动态再结晶。铁素体发生动态软化的程度比奥氏体更高, 这主要是归因于热变形过程中两相所承受的应变存在差异。N 元素在奥氏体相中的溶解度远高于铁素体, 使得奥氏体相具有更高的强度和硬度, 在热变形过程中更难变形, 奥氏体所承受的应变明显小于铁素体, 储存在奥氏体中的变形能不足以引起奥氏体的动态回复或再结晶软化。同时还可以发现, 即便是同为铁素体相, 软化程度也不完全一致。在靠近铁素体/奥氏体相界处的组织更容易发生动态再结晶, 而在远离铁素体/奥氏体相界的区域, 动态再结晶的发生则相对缓慢, 这主要是由于两相间应变分配不均, 在相界附近产生了应力集中, 从而加快了相界处组织的动态再结晶软化。铁素体相的层错能较高, 在热变形中优先发生位错攀移或交滑移, 产生动态回复软化, 亚晶迅速形成<sup>[22, 24-25]</sup>。在靠近铁素体/奥氏体相界处, 局部应力集中可以促进亚晶的旋转, 形成具有大角度晶界的再结晶晶粒。然而, 铁素体向奥氏体的应变和应力转移相对较弱, 奥氏体中的变形能不足以诱发动态回复或再结晶软化。

图 6 所示为 21Cr-DSS 热轧板在不同固溶处理条件下的 EBSD 组织及晶粒尺寸变化。在所有的固溶处理工艺条件下, 铁素体晶粒尺寸始终大于奥氏体。随着固溶温度的升高, 铁素体晶粒迅速长大, 尤其是当温度由 1050 °C 升高至 1150 °C 时, 铁素体晶粒尺寸增大了 1 倍, 而奥氏体晶粒生长相对较慢, 这主要是由于铁素体再结晶速度快于奥氏体, 在保温过程中晶粒

快速长大, 这与 Keichel 等人的研究结果一致<sup>[26]</sup>。对比不同固溶保温时间下的两相组织可以发现, 随着保温时间延长, 两相比比例基本固定, 奥氏体晶粒尺寸略有增大, 铁素体晶粒则迅速长大, 这说明延长保温时间对铁素体晶粒尺寸影响更加显著, 而奥氏体晶粒尺寸稳定性明显优于铁素体。

## 2.2 固溶处理对 21Cr-DSS 热轧板强塑性的影响

图 7 所示为实验钢 21Cr-DSS 与对照钢 LDX2101 热轧板的工程应力-工程应变曲线及加工硬化速率曲线。2 种钢的热处理工艺均为 1050 °C 固溶处理 30 min。从图 7a 中可以看出, 21Cr-DSS 与 LDX2101 均表现出连续屈服行为, 且二者屈服强度均约为 570 MPa; 21Cr-DSS 的工程应力-工程应变曲线与 TRIP 钢的拉伸曲线形状类似, 其抗拉强度为 920 MPa, 断后伸长率为 64%; 而相同热处理条件下 LDX2101 的抗拉强度为 770 MPa, 断后伸长率为 39%, 由此可见, 21Cr-DSS 的强塑性远高于 LDX2101。图 7b 中实线为 21Cr-DSS 和 LDX2101 的真应力-真应变曲线, 虚线为 2 种钢加工硬化速率随真应变的变化曲线。可以看出, LDX2101 的加工硬化速率随真应变的增加而持续降低, 表明拉伸变形过程中未发生马氏体相变; 而实验钢 21Cr-DSS 的加工硬化速率曲线表现出典型的 3 阶段特征: 第 1 阶段, 在拉伸变形初期, 加工硬化速率随着真应变的增加先迅速下降, 后缓慢下降直至达到最低值; 第 2 阶段, 当真应变大于 0.12 时, 加工硬化速率随着真应变的增加先迅速升高, 后缓慢升高并在真应变达到 0.37 时出现峰值; 第 3 阶段, 加工硬化速率随真应变的增加而迅速降低, 直到材料发生断裂失效。加工硬化速率的降低与变形过程中的位错滑移有关, 而在第 2 阶段中出现的加工硬化速率升高则主要是由于应变诱导马氏体的形成, 即材料在变形过程中发生了 TRIP 效应<sup>[9-12]</sup>。

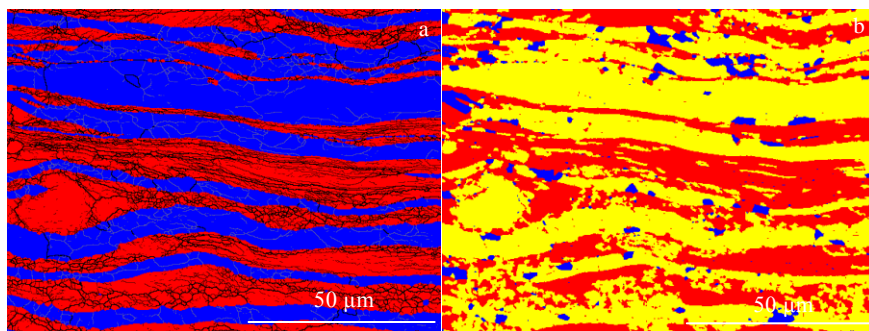


图 5 未固溶 21Cr-DSS 热轧板 EBSD 组织

Fig.5 EBSD microstructure analysis of hot-rolled 21Cr-DSS plate without solid solution treatment: (a) phase map and (b) deformation distribution map

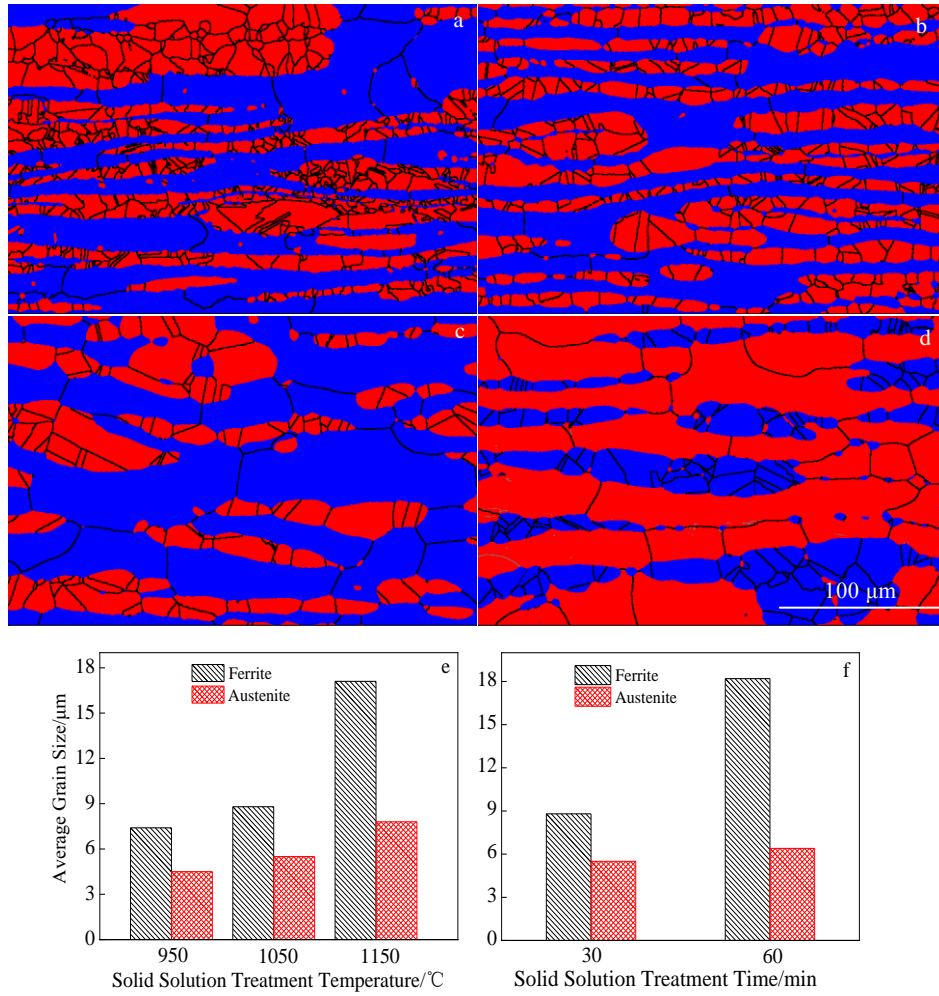


图 6 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶处理条件下的 EBSD 组织及平均晶粒尺寸

Fig.6 EBSD microstructures of 21Cr-DSS with different solid solution treatments: (a) 950 °C ×30 min, (b) 1050 °C ×30 min, (c) 1150 °C ×30 min, (d) 1050 °C ×60 min; (e) average grain size of 21Cr-DSS with different solid solution temperature, (f) average grain size of 21Cr-DSS with different holding time

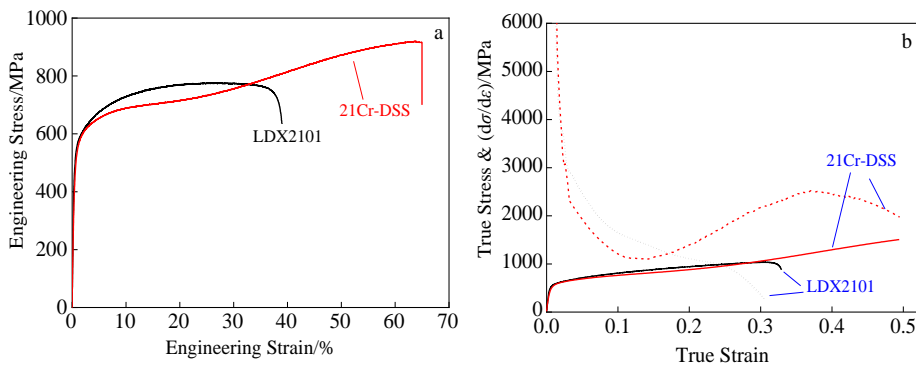


图 7 实验钢 21Cr-DSS 与 LDX2101 热轧板在 1050 °C 固溶处理 30 min 的拉伸性能

Fig.7 Mechanical properties of 21Cr-DSS and LDX2101 solid solution treated at 1050 °C for 30 min: (a) engineering stress-engineering strain curves and (b) true stress-true strain curves and variation of the strain hardening rate (dσ/dε) with true strain

图 8 所示为实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶处理条件下的抗拉强度、断后伸长率及强塑积变化规律。从图中可以看出, 固溶温度为 900 °C 时, 21Cr-DSS 的强度很高, 但是塑性较差。当固溶温度由 900 °C 升高至 1100 °C 时, 21Cr-DSS 的抗拉强度由 1100 MPa 降低至 886 MPa, 而断后伸长率则由 32% 增加至 68%。随着固溶温度继续升高至 1150 °C, 抗拉强度和断后伸长率同时下降。可见, 固溶温度对 21Cr-DSS 的力学性能具有显著影响。当固溶温度为 1050 和 1100 °C 时, 21Cr-DSS 的强塑积分别达到 58.9 和 60.2 GPa%, 此时, 实验钢可以获得良好的强塑性配合, 强塑积接近 LDX2101 的 2 倍。目前常见的 AISI 304 奥氏体不锈钢热轧退火板的屈服强度为 262~276 MPa, 抗拉强度为 650~675 MPa, 延伸率为 53%~58%<sup>[27]</sup>。与 AISI 304 奥氏体不锈钢相比, 21Cr-DSS 具有更高的强度, 而塑性基本相当。

当固溶温度较低时, 21Cr-DSS 的晶粒更加细小,

但是当温度低于 1000 °C 时, 从热力学相图中可以看到, 实验钢处于 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、Cr<sub>2</sub>N 等脆性相析出区间, 即使很少量的析出相也会导致塑性的急剧下降, 因此在低温固溶时 21Cr-DSS 具有高强度, 但是塑性较差。固溶温度的变化会导致铁素体/奥氏体两相比例发生调整, 同时还会影响两相间元素分配, 从而改变奥氏体稳定性, 进而影响实验钢的强塑性。随着固溶处理温度的升高, 奥氏体体积分数减少, 铁素体和奥氏体之间发生元素扩散。在较高温度下固溶处理可以提高双相不锈钢中奥氏体相的稳定性<sup>[10,18]</sup>。稳定性相对较高的亚稳奥氏体向马氏体的转变速度较慢, 塑性变形过程中相变所引起的应力可以迅速释放, 从而延迟材料缩颈, 获得更好的均匀延伸率<sup>[2, 28]</sup>。但是, 当固溶温度过高时, 晶粒粗大, 两相比比例失衡, 导致强塑性明显下降。

### 2.3 固溶处理对 21Cr-DSS 低温冲击韧性的影响

图 9 所示为 21Cr-DSS 热轧板在不同固溶处理工

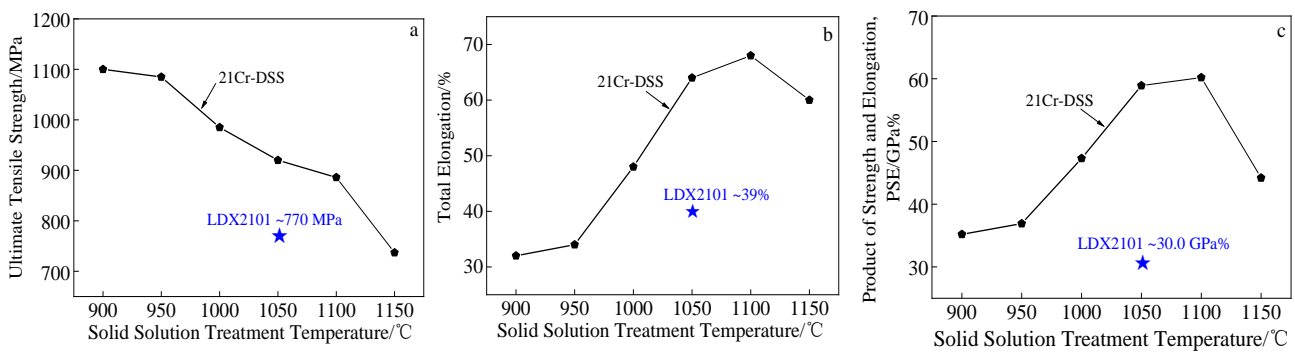


图 8 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶处理工艺下的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of 21Cr-DSS with different solid solution treatments: (a) ultimate tensile strength, (b) total elongation, and (c) product of strength and elongation

艺条件下的低温冲击功。在 900~1050 °C 区间, 试样的冲击吸收功随着固溶温度的升高而增大, 900 °C 时冲击吸收功仅为 22 J, 而 1050 °C 固溶时其冲击吸收功达到 84 J, 略高于 LDX2101。随着固溶温度继续升高至 1150 °C, 试样的冲击功开始下降。同时可以发现, 1025~1075 °C 固溶时材料的低温冲击功较为稳定, 且一直处于最佳状态。在较低温度固溶时, 会有碳/氮化物等脆性相析出, 而双相不锈钢的低温韧性对脆性相非常敏感, 因此低温固溶使得材料韧性恶化<sup>[17,29,30]</sup>。如果固溶温度过高, 晶粒过度长大且铁素体比例过大, 实验钢的低温韧性也会恶化。因此, 为了获得优异的低温韧性, 需要严格控制实验钢的固溶温度区间, 使得其既要避开脆性相的析出温度范围, 同时还要获得适当的铁素体/奥氏体两相比比例并防止晶粒过度长大。

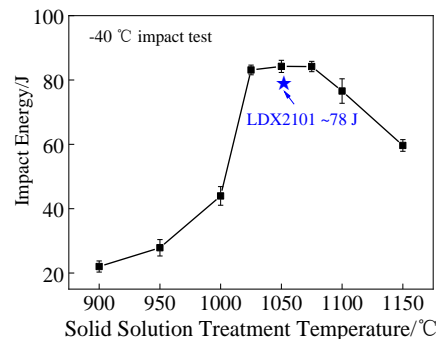


图 9 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶温度下的冲击功  
Fig.9 Impact energy of 21Cr-DSS solid solution treated at different temperatures



在实验中发现, 21Cr-DSS 热轧板在未经固溶处理时低温冲击功为 60 J 左右, 而经过 900~1000 °C 固溶处理, 低温韧性低于原始热轧板。从图 10 所示的冲击断口形貌可以看出, 与原始热轧板相比, 950 °C 固溶处理试样冲击断面更加平整, 没有明显剪切唇, 且韧窝数量很少, 呈现出准解理断裂。当固溶温度达到 1050 °C 时, 冲击试样具有明显的剪切唇, 韧窝特征明显; 而当温度继续升高至 1150 °C 时, 韧窝数量减少且韧窝变浅, 冲击韧性开始下降。通过观察试样的断裂面, 可以看出断口中部出现了明显的分层现象, 1050 °C 固溶试样具有很深的断裂分层, 而 950 °C 固溶试样的断裂分层较浅。试样在断裂时, 冲击功的大小与分层的程度有明显的对应关系, 分层深度越大, 其创造的剪切唇越大, 使得断口处自由表面的面积增大, 裂纹扩展的路径增加, 提高了

裂纹扩展能量, 从而提升材料的冲击韧性<sup>[31]</sup>。

### 2.4 固溶处理对 21Cr-DSS 热轧板耐点蚀性能的影响

图 11 所示为 21Cr-DSS 在不同固溶温度下的动电位极化曲线及点蚀电位变化。由于实验过程中钝化膜的破裂和再钝化, 在所有极化曲线的钝化阶段均观察到了明显的电流密度波动, 即发生了亚稳态点蚀。根据 GB/T 17899-1999, 以阳极极化曲线上对应电流密度 10 或 100  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$  的电位中最正的电位值来表示点蚀电位。在 1050 °C 固溶 30 min 时, 21Cr-DSS 的耐点蚀性能达到最佳, 其点蚀电位为 0.43 V, 相同固溶条件下 LDX2101 的点蚀电位为 0.47 V。可见, 采用“C/N+Mn 代 Ni”的合金设计方法所获得的新钢种依然具有良好的耐点蚀性能。与 AISI 304 奥氏体不锈钢 (相同测试条件下的点蚀电位约为 0.24 V) 相比, 21Cr-DSS 的耐点蚀性能具有较大的优势。固溶温度为

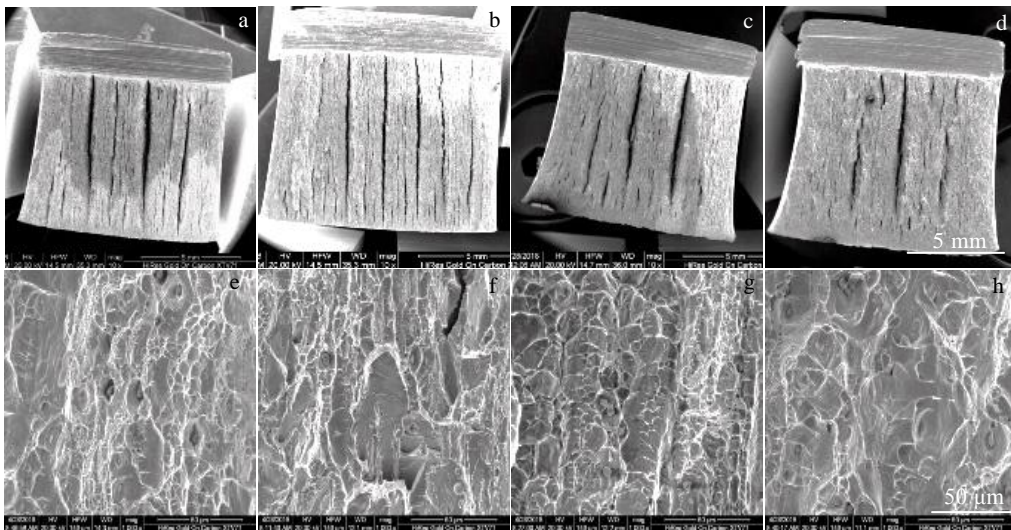


图 10 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶工艺下的冲击断口形貌

Fig.10 Impact fracture morphologies of 21Cr-DSS with different solid solution treatments: (a, e) without heat treatment, (b, f) 950 °C  $\times$ 30 min, (c, g) 1050 °C  $\times$ 30 min, (d, h) 1150 °C  $\times$ 30 min

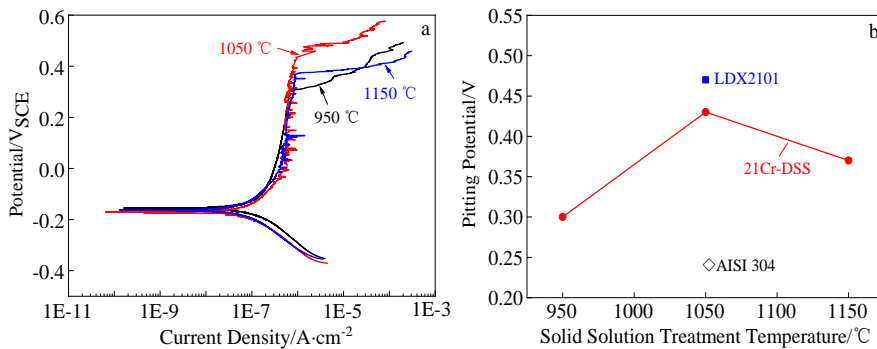


图 11 实验钢 21Cr-DSS 在不同固溶温度下的耐点蚀性能

Fig.11 Pitting corrosion resistance of 21Cr-DSS with different solid solution treatment temperatures: (a) potentiodynamic polarization curves and (b) variation of pitting potential with temperature

1050 和 1150 °C 的试样耐点蚀性能要优于 950 °C 固溶试样, 这主要与低温固溶时易析出碳氮化物有关。

耐点蚀性能可以通过 PREN 值进行评估, PREN 值越大, 表示耐点蚀性能越好。21Cr-DSS 中铁素体和奥氏体两相在不同温度下的 PREN 值如图 12 所示。根据 Jmatpro 软件计算得到不同温度下实验铁素体和奥氏体中 Cr、Mo、N 元素的含量, 然后根据式 (1) 分别计算出对应的 PREN 值。在所有温度下, 铁素体的 PREN 值始终低于奥氏体, 这说明铁素体相的耐点蚀性能稍差。双相不锈钢的耐点蚀性能取决于耐蚀性较弱的一相<sup>[32-34]</sup>。考虑到铁素体/奥氏体耐腐蚀性差异引起的电偶腐蚀效应会恶化材料的耐蚀性能, 因此, 当两相 PREN 差值最小时, 理论上材料可以获得最佳耐蚀性能。从热力学相图中可以看到, 当温度低于 1000 °C 时, 存在  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 、 $\text{Cr}_2\text{N}$  等析出相, 使耐蚀性能恶化。综合考虑, 虽然 950 °C 条件下两相的 PREN 值差距最小, 但是由于析出相存在, 其耐蚀性能并未达到最佳。随着温度升高, 铁素体的 PREN 值基本维持在 28 左右, 而奥氏体的 PREN 值明显增大, 两相间 PREN 差值增大。当固溶温度达到 1150 °C 时, 虽然单相奥氏体的耐蚀性达到最佳, 但是两相的耐蚀性更加失衡, 使得由铁素体/奥氏体耐腐蚀性差异引起的电偶腐蚀效应增强, 实验钢整体的耐点蚀性能下降<sup>[29]</sup>。

上述研究表明, 通过调整合金成分设计所获得的新型 21Cr-DSS 具有比常规 LDX2101 更加优异的强韧性, 且耐点蚀性能相当。新钢种的塑性与常规 AISI 304 奥氏体不锈钢相当, 且强度远高于 AISI 304, 在耐点蚀性能方面也具有较大优势。同时, 新钢种 Ni 含量低且热轧成材率高, 使得合金成本及加工成本得以降低, 是一种价格低廉、热塑性良好且强韧性优异的耐腐蚀结构材料。

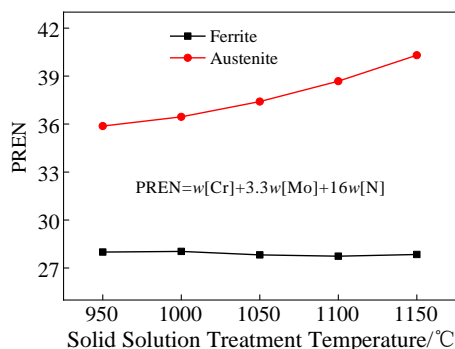


图 12 实验钢 21Cr-DSS 中铁素体和奥氏体不同温度下的 PREN 值

Fig.12 PREN values of ferrite and austenite in 21Cr-DSS with different solid solution treatment temperatures

### 3 结 论

1) 基于“C/N+Mn 代 Ni”的合金设计方法, 制备出了一种具有高热塑性的新型含氮低镍双相不锈钢 21Cr-DSS。

2) 在热轧过程中, 21Cr-DSS 中铁素体较奥氏体更容易发生动态回复或再结晶软化。

3) 随固溶温度升高, 21Cr-DSS 中奥氏体比例明显降低, 而延长保温时间对两相比比例影响不大。在所有的固溶处理工艺条件下, 铁素体晶粒尺寸始终大于奥氏体。随着固溶温度的升高和保温时间的延长, 铁素体晶粒迅速长大, 而奥氏体晶粒生长相对较慢, 这说明奥氏体晶粒尺寸稳定性优于铁素体。

4) 随固溶温度升高, 21Cr-DSS 的强塑积和低温冲击功迅速增大, 但是当温度超过 1100 °C 后, 强韧性反而有所下降。当固溶温度为 1050 °C 时, 21Cr-DSS 的强塑积达到 58.9 GPa%, 低温冲击功为 84 J, 点蚀电位为 0.43 V, 此时其综合性能最佳。

#### 参考文献 References

- [1] Farnoush H, Momeni A, Dehghani K *et al. Materials & Design*[J], 2010, 3: 220
- [2] Ran Q X, Xu Y L, Li J *et al. Materials & Design*[J], 2014, 56: 959
- [3] Yang Shizhou(杨世洲), Li Chunfu(李春福), Li Hui(李辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 904
- [4] Pan Xiaoyu(潘晓宇), Yang Yinhuai(杨银辉), Ni Ke(倪珂) *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2021, 35(5): 381
- [5] Li Ning(李宁). *Special Steel*(特殊钢)[J], 2021, 42(5): 78
- [6] Feng Z H, Li J Y, Wang Y D. *Steel Research International*[J], 2017, 88: 1 700 177
- [7] Xiang Hongliang(向红亮), Lv Wenxiao(吕文潇), Zheng Kaikui(郑开魁). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2021, 41(8): 1010
- [8] Chen Hong(陈宏), Ding Tiesuo(丁铁锁), Wang Tao(王涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 386
- [9] Herrera C, Ponge D, Raabe D. *Acta Materialia*[J], 2011, 59: 4653
- [10] Nie Heng(聂恒), Xiong Jun(熊君), Ge Changsheng(葛长胜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 575
- [11] Choi J Y, Ji J H, Hwang S W *et al. Materials Science and*



- Engineering A* [J], 2012, 534: 673
- [12] Choi J Y, Ji J H, Hwang S W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528: 6012
- [13] Ran Qingxuan(冉庆选). *Composition Design, Properties and Phase Transformation Mechanism of 19Cr Economical Duplex Stainless Steels with TRIP Effect* (具有 TRIP 效应的 19Cr 经济型双相不锈钢成分设计、性能及相变机理研究)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2016
- [14] Wan J Q, Ran Q X, Li J *et al. Materials & Design*[J], 2014, 53: 43
- [15] Li J, Ma Z H, Xiao X S *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32: 2199
- [16] Li J, Zhang Z X, Chen H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 428
- [17] Zhang W, Hu J. *Materials Characterization*[J], 2013, 79: 37
- [18] Zhao Y, Zhang W N, Liu X *et al. Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2016, 47: 6292
- [19] Li Na(李娜), Hao Shuo(郝硕), Chen Lei(陈雷) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2021, 28(11): 102
- [20] Fang Y L, Liu Z Y, Wang G D. *Journal of Iron and Steel Research*[J], 2011, 18: 58
- [21] Patra S, Ghosh A, Kumar V *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 660: 61
- [22] Cizek P. *Acta Materialia*[J], 2016, 106: 129
- [23] Zeng Zeyao(曾泽瑶), Yang Yinhui(杨银辉), Cao Jianchun(曹建春) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2021, 35(18): 18 163
- [24] Dehghan-Manshadi A, Hodgson P D. *Journal of Materials Science*[J], 2008, 43: 6272
- [25] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. *Materials Science and Technology*[J], 2007, 23(12): 1478
- [26] Keichel J, Foct J, Gottstein G. *ISIJ International*[J], 2003, 43: 1781
- [27] Cui Rufe(崔汝飞). *Shanxi Metallurgy*(山西冶金)[J], 2020, 43(5): 13
- [28] Guo Y J, Hu J C, Li J *et al. Materials*[J], 2014, 7: 6604
- [29] Jeon S H, Kim S T, Kim S Y *et al. Materials Transactions*[J], 2013, 54: 1473
- [30] Fang Y L, Liu Z Y, Xue W Y *et al. ISIJ International*[J], 2010, 50: 286
- [31] Straffelini G, Baldo S, Calliari I *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(11): 2616
- [32] Zhao Y, Liu X, Li X *et al. Journal of Materials Science*[J], 2018, 53: 824
- [33] Pohl M, Storz O, Glogowski T. *Materials Characterization*[J], 2007, 58: 65
- [34] Zhang W, Jiang L Z, Hu J C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 497: 501

## Effect of Solid Solution Treatment on Pitting Corrosion and Strength-Toughness Properties of Low-Nickel Duplex Stainless Steel

Zhao Yan<sup>1</sup>, Wang Xu<sup>2</sup>, Chen Dayu<sup>1</sup>, Gao Yongliang<sup>1</sup>, Yang Xiaoyu<sup>1</sup>, Chen Wei<sup>1</sup>

(1. Ningbo Branch of Chinese Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310058, China)

**Abstract:** A novel low-nickel duplex stainless steel of 21Cr-DSS with excellent hot workability was prepared by the alloying design of “C/N+Mn instead of Ni”, while the effects of solid solution treatment on its microstructure, strength-toughness and pitting corrosion resistance were studied. The results show that the ferrite of 21Cr-DSS during hot-rolling is more susceptible to dynamic softening than austenite. The effect of solid solution treatment temperature on the ferrite/austenite ratio in 21Cr-DSS is more obvious than that of holding time, and the stability of austenite grain size is better than that of ferrite. The strength and toughness of 21Cr-DSS are improved with the increase in solid solution temperature, but when the temperature exceeds 1100 °C, its strength and toughness are decreased. The 21Cr-DSS solid solution treated at 1050 °C for 30 min have the excellent comprehensive properties, with the PSE (product of strength and plasticity), -40 °C impact energy and pitting potential in 3.5% sodium chloride solution having been measured to be about 58.9 GPa%, 84 J and 0.43 V, respectively. The 21Cr-DSS has the more excellent hot workability and strength-toughness than LDX2101, and the similar pitting corrosion resistance. Compared with AISI 304 austenitic stainless steel, the 21Cr-DSS has the higher strength and pitting corrosion resistance.

**Key words:** duplex stainless steel; solid solution treatment; phase ratio; mechanical properties; pitting corrosion resistance

Corresponding author: Zhao Yan, Ph. D., Ningbo Branch of Chinese Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, P. R. China, E-mail: zy\_better@sina.cn