

Monel-400 合金高温力学性能及断裂行为分析

陈重毅¹, 王文君², 麻永林¹, 邢淑清¹, 陆恒昌¹

(1. 内蒙古科技大学, 内蒙古 包头 014010)

(2. 包钢西北创业有限公司, 内蒙古 包头 014010)

摘要: 利用 Gleeble-1500D 热模拟机对不同温度下的 Monel-400 合金及熔敷金属进行拉伸试验。结果表明, 母材和熔敷金属在高温下的强度不断下降, 母材的塑性随温度的升高而增大, 熔敷金属的塑性急剧下降。在高温下, 细小弥散的第二相粒子对熔敷金属起到了明显的强化作用, 而熔敷金属的塑性发生了严重劣化。母材从低温到高温(700~1100 °C)的断裂形式是韧性断裂, 熔敷金属断裂形式由韧性断裂逐步变为脆性断裂。在实际热加工和应用过程中, 避免熔敷金属发生大变形, 防止产生加工热裂纹, 避免母材在 700 °C 以上使用, 可以适当提高熔敷金属的使用范围。

关键词: 镍基合金; 熔敷金属; 高温力学性能; 断裂行为; 断口形貌

中图分类号: TG142.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)07-1782-06

Monel-400 在常温下具有优良的耐强酸碱性能和综合力学性能, 其设备广泛应用于化工和核原料生产中^[1,2]。在核原料生产过程中, 由于氟化反应放出大量的热, 加上强腐蚀气体介质氟化物、氟气、氢氟酸和微量氧气的冲刷, 使氟化反应器局部区域存在高温(≥ 600 °C)、物料流速变化大、反应不均匀等现象, 引起局部区域耐腐蚀性能和力学性能急剧下降, 导致氟化反应器运行周期短, 蚀穿事故增多^[3,4]。尤其在设备的焊接接头或经焊接修复后的区域, 是腐蚀破坏和应力失效的常发区域^[5,6]。同时, 在 Monel-400 合金热加工过程中, 同样可能会因为高温力学性能的下降而引起热加工裂纹等热脆现象^[7], 使产品合格率下降。所以, 热加工工艺和应用范围的确定, 不仅可以提高产品合格率和生产效率, 还可以提高设备使用寿命, 降低设备事故发生率。

影响 Monel-400 合金性能的因素有化学成分、原始状态和变形条件等^[8-15], 其中, 化学成分和变形条件对合金高温力学性能有较大影响。关于母材及熔敷金属高温力学性能及各性能之间相互关系的研究和报道还是很少, 尤其关于优质 Monel-400 合金母材及焊材的基础研究在国内仍处于起步阶段。因此, 研究高温性能及其之间的相互关系具有一定的实际意义。为了更好的研究

Monel-400 母材及熔敷金属在高温下的力学性能和断裂行为, 实施了母材及熔敷金属的高温拉伸试验, 得到了不同温度下的真应力-应变曲线, 之后, 对断口进行观察, 并对断面收缩率、伸长率和断口形貌进行了分析, 丰富了 Monel-400 合金及焊材熔敷金属的基础性能数据。

1 实验

母材选用进口 Monel-400 合金, 原始状态为退火态, 焊材选用进口焊丝 SMC FM60, 焊丝直径为 $\Phi 2.4$ mm。母材和焊材化学成分见表 1。由表 1 可知, 为了提高熔敷金属的综合性能, 与母材在化学成分和性能方面进行匹配, 对焊材中的合金元素含量进行了适当调整, 如: 降低了 C、Cr、Fe、Mo 等合金元素含量, 提高了 Mn、Si、Ti 等合金元素含量。

焊丝经焊接熔化后形成尺寸为 140 mm \times 110 mm \times 15 mm 的试板, 焊接参数如表 2 所示。形成熔敷金属试板的照片如图 1 所示。之后, 将试板沿垂直于焊接方向加工成高温拉伸试样, 试样尺寸如图 2 所示。

表 1 焊材和母材化学成分

Table 1 Chemical composition of wire and base metal (wt%)

收稿日期: 2015-07-21

基金项目: 国家科技重大专项子课题项目(2009ZX04014-064-05); 内蒙古科技大学材料与冶金学院青年人才孵化器平台项目

作者简介: 陈重毅, 男, 1983 年生, 博士生, 讲师, 内蒙古科技大学材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010, E-mail: czychenzhongyi@imust.cn

| Materials | C | Si | Mn | Ni | Cr | Fe | Cu | Ti | Co | Mo |
|------------|-------|------|------|-------|--------|------|------|-------|-------|-------|
| Wire | 0.045 | 0.74 | 3.4 | 65.85 | 0.0018 | 0.64 | 26.7 | 1.98 | 0.02 | 0.001 |
| Base metal | 0.12 | 0.1 | 1.04 | 65.8 | 0.085 | 1.15 | 31.8 | 0.045 | 0.012 | 0.014 |

表 2 焊接参数

Table 2 Welding parameters

| Welding layers | Current, I/A | Voltage, U/V | Speed of welding, v/cm min ⁻¹ | Heat input, q/kJ cm ⁻¹ |
|----------------|--------------|--------------|--|-----------------------------------|
| 1 | 170 | 18~22 | 100~120 | 15.3 |
| 2~3 | 190 | 18~22 | 100~120 | 19.1 |
| 4~7 | 200 | 18~22 | 100~120 | 22.1 |

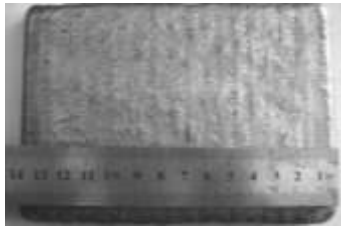


图 1 熔敷金属试板

Fig.1 Cladding metal plate

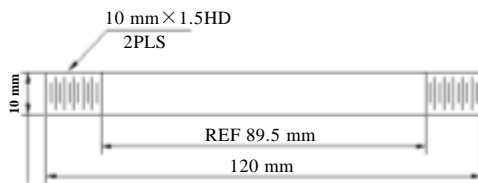


图 2 高温拉伸试样

Fig.2 High temperature tensile specimen

Monel-400 母材及熔敷金属高温力学性能测试在 Gleeble-1500D 热模拟机上进行。试样在装置内水平放置固定, 并抽真空后, 按照试验方案进行试验。具体试验方案如下: 将试样以 10 °C/s 的加热速率加热到 1100 °C, 保温 3 min 后, 通过自动喷水, 以 3 °C/s 的冷却速率将试样冷却到试验温度 T (1100、1000、900、800、700 °C), 保温 2 min 后, 以 0.001 s⁻¹ 的应变速率对试样进行拉伸直到断裂。利用 QUANTA400 环境扫描电子显微镜对拉断后的试样断口进行观察, 之后进行断口分析。图 3 为试验方案示意图。

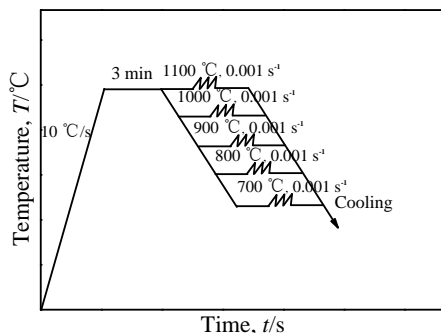


图 3 试验方案

Fig.3 Experiment scheme

2 结果与分析

2.1 金相组织分析

图 4 为 Cu-Ni 合金二元合金平衡相图。由图可知, 当 Cu 含量在 26.7% 时, 温度在 1300 °C 左右时发生奥氏体(γ)→液相(L)+奥氏体(γ)转变。试验最高温度为 1100 °C, 合金不足以发生相变。图 5 为 Monel-400 合金母材和焊缝显微组织照片。可见, 母材组织为单相奥氏体组织^[10], 熔敷金属组织为多边形奥氏体+第二相粒子^[6], 第二相粒子大多分布于奥氏体晶界, 部分分布于奥氏体晶内, 总体分布较为弥散。

焊材经焊接热作用熔化并凝固形成焊缝, 使焊缝与母材的性能产生了巨大差异, 焊缝性能往往要低于母材性能。所以, 焊缝是焊接构件产生断裂或失效的常发区域。为了提高焊接性和综合力学性能, 焊材中部分合金元素含量会做出一定调整, 焊缝综合性能提高的同时

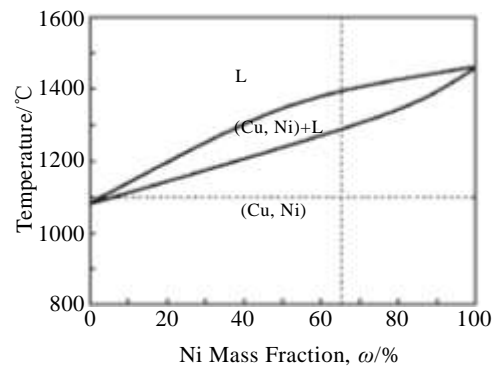


图 4 Cu-Ni 合金平衡相图

Fig.4 Cu-Ni alloy phase diagram

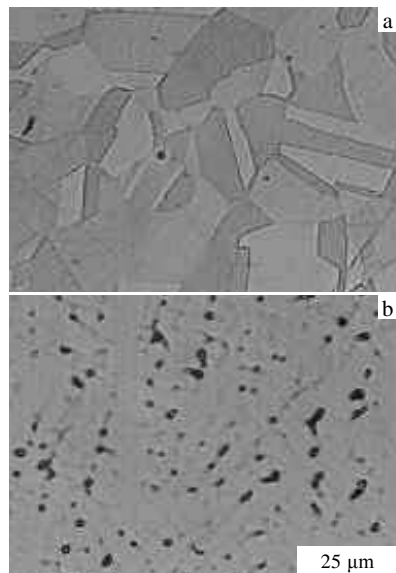


图 5 母材和焊缝的显微组织

Fig.5 Microstructures of base metal (a) and weld bead (b)

也会产生一定的负面影响，如：焊缝容易产生热裂纹、焊缝高温性能降低等^[6]，其主要原因是焊缝在冷却过程中析出了第二相粒子。当第二相粒子尺寸较小(100 nm 左右)、粒状弥散分布时可以显著提高焊缝的力学性能，起到弥散强化作用。

2.2 高温力学性能分析

图 6 为母材和熔敷金属在不同温度下的真应力-应变曲线。由图可知，母材和熔敷金属的屈服和抗拉强度随温度的升高而不断下降。熔敷金属在较低试验温度下(700、800 °C)具有明显的屈服现象和屈服延伸区，随着温度的升高，屈服现象消失，而母材在整个试验温度区间均无明显屈服现象。熔敷金属在高温下表现出优良的力学性能，最大屈服强度和抗拉强度出现在 700 °C，分别为 75 和 275 MPa，远大于母材性能。熔敷金属的抗拉极限随温度的升高逐渐下降并向应变值小的方向移动，由此说明，温度升高会使熔敷金属在很小的应变范围内到达抗拉极限且强度逐渐降低，温度越高，材料抗裂能力越差。所以，当熔敷金属在高温下受力变形或热塑性变形时，在很小的应变范围内可达到抗拉极限，可能会因无明显塑性变形而容易发生断裂和失效，增大设备事故发生率和降低产品合格率。母材的抗拉极限较低，随温度的升高而下降，但强度变化较小，同时塑性优越，抗裂能力强，可为现场工作人员及时发现裂纹争取了宝贵时间。熔

敷金属的塑性随温度的升高而急剧降低，在较小的应变条件下，流变应力变化剧烈。母材在高温下塑性很好，在相当大的应变条件下，流变应力变化平缓。

由图 5 可知，母材金相组织主要有单相奥氏体组成，熔敷金属主要由奥氏体+第二相粒子组成的复相组织。由于熔敷金属的化学成分与母材不一致，加之焊接热作用的影响使其组织较为复杂，正是这种复相组织才使熔敷金属在高温下的力学性能优于母材，如：屈服强度和抗拉强度。但强度提高的同时，塑性却急剧下降。

母材在 1100 °C 下保温 3 min 后，由于温度远低于合金的固相线(1300 °C 左右)，母材没有发生相变，但高温下的奥氏体晶粒可能长大。在高温下，原子的热激活等使奥氏体晶界发生了迁移，晶界的迁移意味着晶粒的长大和粗化，此时母材的组织仍为单相奥氏体。熔敷金属在 1100 °C 下保温 3 min 后，低熔点粒子会发生分解并溶于奥氏体，高熔点粒子会发生部分溶解，此时熔敷金属的组织为粗化的奥氏体+未溶解的第二相粒子^[6]。之后，以 3 °C/s 冷却速率降到试验温度 T (1100、1000、900、800 和 700 °C)，保温 2 min 后，母材组织并没有因为冷却而发生变化，仍为粗大奥氏体，在此状态下以 0.001 s^{-1} 的应变速率对试样进行拉伸，此时，滑移系较少的镍基合金由于原子热激活等产生了新的滑移系，使位错滑移较为容易，宏观上表现为伸长率大、塑性好^[9]。当温度在 700~800 °C 之间时，母材塑性变形通过位错滑移来进行，且位错增殖较少，并未形成胞状结构和亚晶，所以硬化速率较低，在低的应变速率下表现出较低的屈服强度和抗拉强度^[8-10]。当温度在 800~1000 °C 之间时，母材发生动

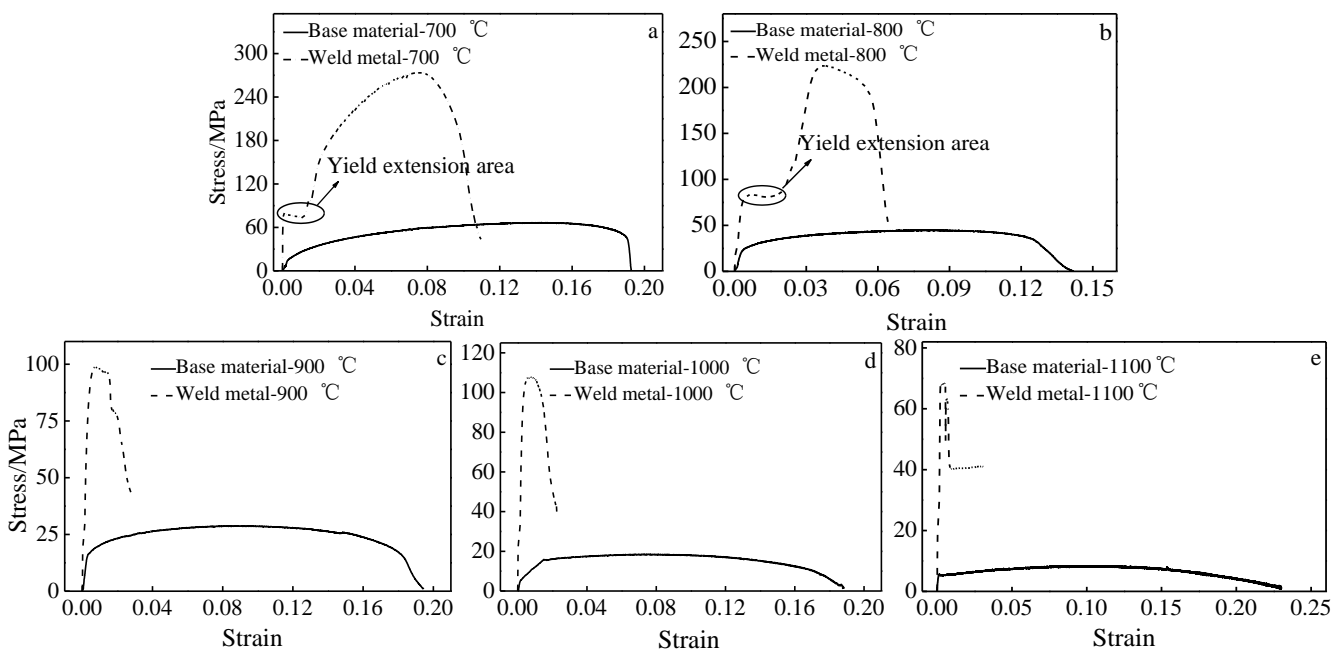


图 6 不同温度下的试样真应力-应变曲线

Fig.6 True stress-strain curves of the specimens at different temperatures: (a) 700 °C, (b) 800 °C, (c) 900 °C, (d) 1000 °C, and (e) 1100 °C

态再结晶, 硬化系数不断降低, 对应一定应变下的屈服极限和抗拉极限也不断减小^[8-10]。当温度在 1000~1100 °C 之间时, 可开动的滑移系增多, 且出现了新的塑性变形机理, 如扩散机理和晶间滑动机理等, 这些新的塑性变形机理可以在一定的温度范围内起到主导作用, 使材料发生软化, 使加工硬化系数急剧下降^[8-10,16]。

熔敷金属以 3 °C/s 冷却速率降到试验温度 T (1100、1000、900、800 和 700 °C), 保温 2 min 后, 其组织为粗化奥氏体+未溶解的第二相粒子, 之后, 以 0.001 s^{-1} 的应变速率对试样进行拉伸, 此时, 由于奥氏体晶粒粗化, 使其塑性增加, 但由于晶间存在的第二相粒子在塑性变形时起到析晶强化效果, 在变形过程中硬化速率大于软化速率, 使熔敷金属的屈服强度和抗拉强度大大提高^[8-10]。由于熔敷金属内弥散分布着第二相粒子, 当基体发生塑性变形时, 金属间化合物周围将产生弹性应力场, 同时化合物本身对位错的运动产生阻力, 从而提高硬化速率, 提高了材料的屈服强度和抗拉强度^[16]。第二相粒子为细小、均匀弥散分布的颗粒状时强化效果最好, 但材料的塑性会下降。

图 7 为母材和熔敷金属的屈服强度和抗拉强度随温度变化曲线。由图 7a 可知, 温度从 700 °C 升高到 1100 °C, 熔敷金属的屈服强度均大于母材, 尤其在温度 700~800 °C 区间, 熔敷金属最大为 148.56 MPa, 母材仅为 12.5 MPa。当温度在 700~900 °C 之间时, 熔敷金属的屈服强度变化剧烈, 从 148.56 MPa 急剧减小为

图 7 母材和熔敷金属的屈服强度和抗拉强度随温度变化曲线
Fig.7 Curves of yield strength (a) and tensile strength (b) versus temperature of base material and weld metal

20.39 MPa。从低温到高温, 母材屈服强度变化较小, 且母材与熔敷金属之间的差距逐渐减小。由图 7b 可知, 温度从 700 °C 升高到 1100 °C, 熔敷金属的抗拉强度均大于母材, 且两者随温度的升高而降低, 其中熔敷金属降低速率要远大于母材, 母材变化基本呈现线性递减趋势, 从 65 MPa 逐步减小为 8.5 MPa, 而熔敷金属减小速率较大, 从 274.05 MPa 减小为 68.61 MPa。同时, 抗拉强度和屈服强度变化趋势大致相同, 熔敷金属在高温下具有很高的抗拉强度, 表现出优良的高温力学性能。

熔敷金属存在大量第二相粒子, 位错在运动过程中, 由于受到间隙原子在位错处形成各种气团, 对位错形成钉扎, 和第二相粒子对位错的阻碍作用, 使熔敷金属更容易出现屈服效应和较高的抗拉强度。间隙原子和第二相粒子在一定程度上提高了熔敷金属的强度, 但却降低了其塑性。母材由于含有极少量的第二相粒子, 在发生变形时, 不能在位错处形成气团钉扎位错, 位错运动并没有受到阻碍, 没有形成屈服效应, 且金属的塑性得到了提高。

图 8 为母材和熔敷金属的伸长率和断面收缩率随温度变化曲线。由图 8a 可知, 温度在 700~1100 °C 之间, 母材伸长率要远大于熔敷金属, 且随温度升高不断变大, 呈正向关系, 而熔敷金属却随温度升高不断减小, 呈反向关系, 两者之间差距不断加大。其中, 母材最大伸长率为 1100 °C 时的 21.45%, 最小为 700 °C 时的 11.22%, 熔敷金属最大伸长率为 700 °C 时的 6.69%, 最小为 1100 °C 时的 0.87%。熔敷金属的伸长率在整个试

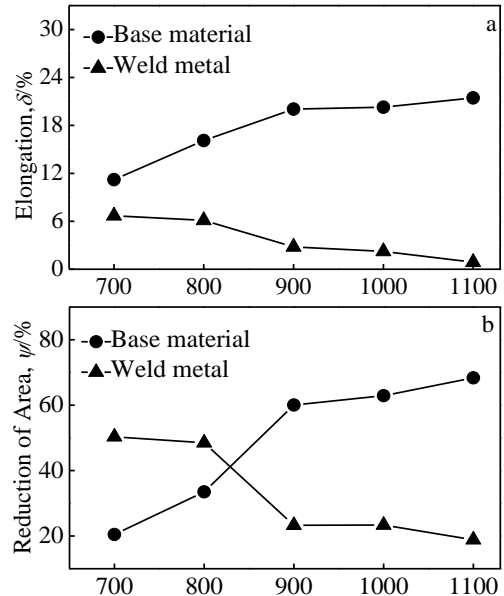
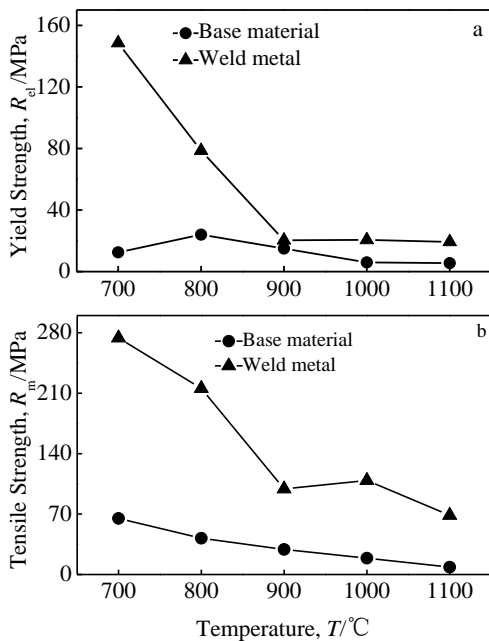


图 8 母材和熔敷金属的伸长率和断面收缩率随温度变化曲线
 Fig.8 Curves of elongation (a) and reduction in area (b) versus temperature of base material and weld metal

验温度区间是不断减小直至发生很小延伸的高温脆断现象。由图 8b 可知，在温度 700 和 800 °C 时熔敷金属的断面收缩率要大于母材，但随着温度的升高，母材的断面收缩逐渐变大，而熔敷金属却逐渐减小，且差距不断扩大，在 1100 °C 达到最大，差距为 50.5%。从低温到高温，母材断面收缩率随温度升高不断变大，而熔敷金属却不断降低，母材和熔敷金属的断面收缩率变化趋势和伸长率基本一致。综上可知，随着试验温度的升高，母材塑性逐步变好，而熔敷金属塑性不断变差。在高温条件下，母材的抗裂能力较强，而熔敷金属却较弱。

2.3 断裂形式分析

图 9 为不同温度下试样拉断后的照片。由图可知，母材随试验温度的升高，伸长率和断面收缩率逐渐变大，1100 °C 时出现明显颈缩现象。母材在较低温度下 (700 °C)，断口的塑性扩展区较小，随着温度的升高，塑性扩展区逐步变大，高温下 (1100 °C) 的断口区域具有明显的塑性扩展区，表明断裂形式为韧性断裂，而

熔敷金属在较低温度 (700 °C) 下具有明显的塑性扩展区，随着温度升高，塑性扩展区逐步减小，塑性降低，在高温 (1100 °C) 下断口的塑性扩展区基本消失。由此说明熔敷金属从低温到高温的断裂形式是韧性断裂 → 具有一定韧性的脆性断裂 → 脆性断裂。

图 10 为母材和熔敷金属在不同温度下的断口 SEM 照片。由图 10a、10b 可知，母材在 700 °C 下的断口上具有一定数量的韧窝，温度升高到 800 °C 时，韧窝数量有所增加。从断口形貌可以确定母材在高温下的断裂形式为韧性断裂。由图 10c、10d 可知，熔敷金属在 700 °C 的断口上具有少量的韧窝，温度升高到 800 °C 时，断口上的韧窝数量急剧减少。由此可以确定熔敷金属在高温下的断裂形式为韧性断裂 → 具有一定韧性的脆性断裂。综上可知，熔敷金属的热加工性能较差，在高温下变形易产生热裂纹。母材在高温下强度低、塑性好，在加工变形过程中不易产生裂纹。

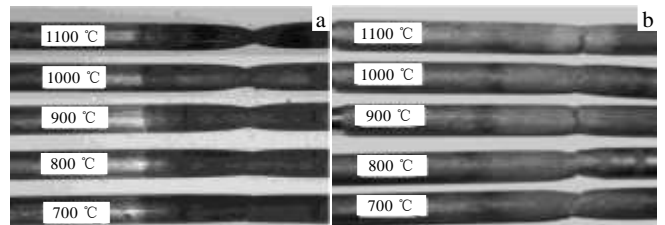


图 9 不同温度下试样拉断后的照片

Fig.9 Specimens photos: (a) base metal and (b) cladding metal

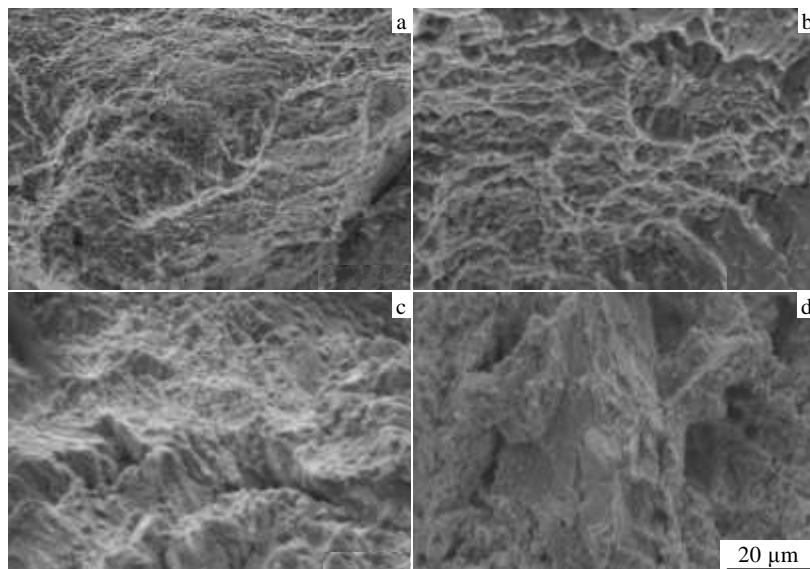


图 10 试样在不同温度的 SEM 断口照片

Fig.10 SEM fracture surface of the specimens: (a) base metal at 700 °C, (b) base metal at 800 °C, (c) cladding metal at 700 °C, and (d) cladding metal at 800 °C

3 结 论

1) 母材和熔敷金属从低温到高温(700~1100 ℃)强度不断下降,熔敷金属的屈服强度和抗拉强度分别减小了129.25和205.44 MPa,母材分别减小了18.5和56.5 MPa。母材的塑性随温度的升高而增大,而熔敷金属不断下降,母材的伸长率和断面收缩率分别增大了1.91倍和3.34倍,熔敷金属分别减小约7.69倍和2.67倍。

2) 在700 ℃时,细小弥散的第二相粒子对熔敷金属起到了明显的强化作用,屈服强度和抗拉强度较母材分别提高约136.06和209.05 MPa。在1100 ℃时,熔敷金属的塑性发生了严重劣化,伸长率和断面收缩率较母材分别减小约20.58%和50.5%。

3) 母材从低温到高温(700~1100 ℃)的断裂形式是韧性断裂,熔敷金属的断裂形式是韧性断裂→具有一定韧性的脆性断裂→脆性断裂。

4) 在实际热加工和应用过程中,避免熔敷金属发生大变形,防止产生加工热裂纹,避免母材在700 ℃以上使用。

参考文献 References

- [1] Xu Xiaogang(徐晓刚), Zheng Jianguo(郑建国). *Chemical Engineering & Machinery*(化工机械)[J], 2005, 32(6): 381
- [2] Shi Ying(石英), Li Zengfeng(李增峰), Tang Huiping(汤慧萍) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2013, 23(1): 42
- [3] Huang Zhenzhong(黄震中), Wang Guojin(王国津), Shen Lvya(沈率牙). *Petrochemical Corrosion and Protection*(石油化工腐蚀与防护)[J], 1994(1): 23
- [4] Hasson D F, Zanis C, Aprigliano L et al. *Journal of Material for Energy Systems*[J], 1985, 7(3): 256
- [5] Funkenbusch A W, Heldt L A, Stein D F. *Metallurgical Transactions A*[J], 1982, 13A: 611
- [6] Ramkumar K Devendranath, Arivazhagan N, Narayanan S. *Materials & Design*[J], 2012, 40(8): 70
- [7] Lu Wenbin(陆文斌). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2011, 26(6): 82
- [8] Li Qiang(李强), Xu Yongbo(徐永波), Lai Zuhan(赖祖涵) et al. *Acta Metallurgical Sinica*(金属学报)[J], 1991, 35(1): 49
- [9] Zhang Huiqiang(张惠强), Chen Hongjun(陈鸿均), Sun Jian(孙坚) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1999, 9: 16
- [10] Ding Yan(丁燕), Wang Qingzeng(王庆增), Liu Fengjun(刘丰军) et al. *Baosteel Technology*(宝钢技术)[J], 2011(1): 69
- [11] Wang Fu(王富), Zhang Jun(张军), Zou Juntao(邹军涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(11): 1933
- [12] Han Chang(韩昶), Fan Zhikang(范志康), Zou Juntao(邹军涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 133
- [13] Zhang Jing(张静), Yuan Fuqing(袁付庆), Huang Hao(黄浩). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 593
- [14] Hong Bo(洪波), Zou Juntao(邹军涛), Wang Xianhui(王献辉) et al. *Rare Metal Material and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2216
- [15] Wang Fu, Zou Juntao, Wang Xianhui et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(1): 19
- [16] Liu Yazheng(刘雅政), Ren Xueping(任学平), Wang Zidong(王自东) et al. *Theoretical Basis of Material Forming*(材料成型理论基础)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2004: 334

High Temperature Mechanical Properties and Fracture Behaviors of Monel-400 Alloy

Chen Zhongyi¹, Wang Wenjun², Ma Yonglin¹, Xing Shuqing¹, Lu Hengchang¹

(1. Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

(2. Baogang Northwest Venture Industrial Development Co., Ltd, Baotou 014010, China)

Abstract: In order to investigate high temperature mechanical properties and fracture behavior of Monel-400 alloy and cladding metal, tensile tests were conducted at different temperatures on a Gleeble-1500D thermal simulation machine. The results show that strength of base metal and cladding metal declines from 700 ℃ to 1100 ℃. The plasticity of base metal increases with increasing temperature, while that of the cladding metal falls. At 700 ℃, the dispersed second phase particles play a significant role in strengthening the yield strength and tensile strength of the cladding metal, but the plasticity of cladding metal is seriously deteriorated. In the range of 700~1100 ℃, the fracture pattern of base metal is ductile fracture, while that of cladding metal changes gradually from ductile fracture to brittle fracture. In

the actual thermal processing and application, it is crucial to avoid cladding metal large deformation to prevent thermal cracking, and the base metal should not be used above 700 °C.

Key words: Ni-based alloy; cladding metal; high temperature performance; fracture behaviors; fracture morphology

Corresponding author: Chen Zhongyi, Candidate for Ph. D., Lecturer, School of Material and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, P. R. China, E-mail: czychenzhongyi@imust.cn