



镍基合金焊接裂纹研究现状

余磊^{1,2} 曹睿^{1,2}

1 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室 兰州 730050

2 兰州理工大学 材料科学与工程学院 兰州 730050

摘要 近年来,镍基合金焊接件在航空航天、核电、火电和石油化工等工程领域的应用需求快速增长。本文介绍了镍基合金的分类以及镍基合金焊接方法的研究,由于成本以及技术等限制,镍基合金的焊接主要采用熔化焊焊接方法。重点综述了镍基合金焊接裂纹的产生机理以及各元素对裂纹的影响。镍基合金熔化焊焊接过程中易产生4种焊接裂纹:结晶裂纹、液化裂纹、失塑裂纹和应变时效裂纹。总体上,结晶裂纹和液化裂纹产生机理已较为明确,焊接过程中低熔点液态薄膜的出现是结晶裂纹和液化裂纹产生的主要因素。失塑裂纹目前仍没有对其明确的定义,镍基合金失塑裂纹产生机理也存在着较大的分歧。镍基合金应变时效裂纹是沉淀强化镍基合金所特有的,裂纹产生与沉淀相的沉淀速率密切相关。杂质元素和添加元素对镍基合金焊接裂纹敏感性有着重要影响,元素的影响虽然已经进行了大量的研究,但元素单独或者协同对裂纹敏感性的具体影响仍需进一步的研究。

关键词 镍基合金,焊接裂纹,开裂机理,杂质元素,添加元素

中图分类号 TG406

文章编号 0412-1961(2021)01-0016-13

Welding Crack of Ni-Based Alloys: A Review

YU Lei^{1,2}, CAO Rui^{1,2}

1 State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

2 School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China

Correspondent: CAO Rui, professor, Tel: (0931)2973383, E-mail: caorui@lut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51761027)

Manuscript received 2020-06-05, in revised form 2020-09-18

ABSTRACT Recently, Ni-based weldments have been widely used in various industries, including aerospace, nuclear power, thermal power, and petrochemicals. In this paper, the classification and welding methods of Ni-based alloys are introduced. Fusion welding methods were mainly used for the welding of Ni-based alloys because of cost and technical limitations. The mechanism of welding cracks in Ni-based alloys and the effects of various elements on cracks are mainly reviewed. Solidification cracking, liquation cracking, ductility-dip cracking, and strain-age cracking frequently occurred in fusion welding processes. The appearance of a low-melting liquid film has been found to be the main reason for the relative clarity of the mechanisms of solidification cracking and liquation cracking. Ductility-dip cracking is still not clearly defined, and its mechanism in Ni-based alloys remains obscure. Strain-age cracking of Ni-based alloys is unique to precipitation-strengthened-Ni-based alloys and closely related to the precipitation rate. Though much research has been done, impurities and addition of elements have a major effect on weld-

资助项目 国家自然科学基金项目 No.51761027

收稿日期 2020-06-05 定稿日期 2020-09-18

作者简介 余磊,男,1995年生,博士生

通讯作者 曹睿, caorui@lut.edu.cn, 主要从事金属材料失效断裂行为的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2020.00200

ing cracks of Ni-based alloys. Therefore, the influence of most elements alone and the synergistic effects on cracks need further study.

KEY WORDS Ni-based alloy, welding crack, cracking mechanism, impurity element, addition element

镍基合金由于具有高的强度和硬度及耐磨损性能,兼具优良耐蚀性和高温稳定性,已在航空航天、核电、火电和石油化工等领域获得了广泛应用^[1]。与铁合金和铝合金不同,镍基合金并没有系统的分类体系,大多镍基合金是通过其商业名称或最初的合金号来命名的。如 INCONEL 625 和 MO-NEL K-500 分别归类于 625 合金和 K-500 合金。目前按照主要性能可分为镍基耐热合金、镍基耐蚀合金、镍基耐磨合金、镍基精密合金与镍基形状记忆合金等。按照成分可分为商用纯镍合金、固溶强化合金、沉淀强化合金及特殊合金 4 大类。商用纯镍合金是 Ni 的质量分数大于 99% 的一类合金,命名为 200 合金和 201 合金。固溶强化镍基合金的固溶元素包括 Cu、Fe、Cr、Mo、W、Co 等,常见的固溶强化镍基合金有 Ni-Cu、Ni-Mo、Ni-Fe、Ni-Cr-Fe、Ni-Cr-Mo-W、Ni-Fe-Cr-Mo、Ni-Cr-Co-Mo 等。沉淀强化镍基合金含有 Ti、Al、Nb 等添加剂,在适当的热处理后,与 Ni 形成强化的沉淀物,常见的沉淀强化镍基合金有 Ni-Al-Ti、Ni-Cu-Al-Ti、Ni-Cr-Al-Ti、Ni-Cr-Nb、Ni-Fe-Cr-Nb-Al-Ti 等。特殊合金包含 Ni-Al

化合物和氧化物弥散强化合金 2 种类型,Ni-Al 化合物是围绕 NiAl 或者 Ni₃Al 组成而设计的合金,具有非常高的强度和耐蚀性能;氧化物弥散强化合金利用沉淀硬化与弥散硬化 2 种机理,使得合金具有优越的高温蠕变强度^[2]。

由于焊接技术的快速发展以及尺寸、成本和性能等各因素的要求,镍基合金焊接件在工程应用中已得到大规模应用^[3-6]。但在镍基合金焊接过程中仍然存在各种焊接裂纹,如熔化焊焊接过程中易出现结晶裂纹、液化裂纹、失塑裂纹及应变时效裂纹 4 种焊接裂纹,如图 1^[7-10]所示。焊接裂纹在工作环境中易于形成宏观裂纹,使得提前发生失效,因此明确各类型裂纹产生机理及杂质、合金元素的影响对避免焊接裂纹至关重要。

1 镍基合金焊接方法

关于镍基合金的焊接方法已有大量研究,研究范围基本涵盖了所有的焊接方法,如传统熔化焊、高能束焊、钎焊以及扩散焊等。

使用传统熔化焊焊接镍基合金,最为常见的焊

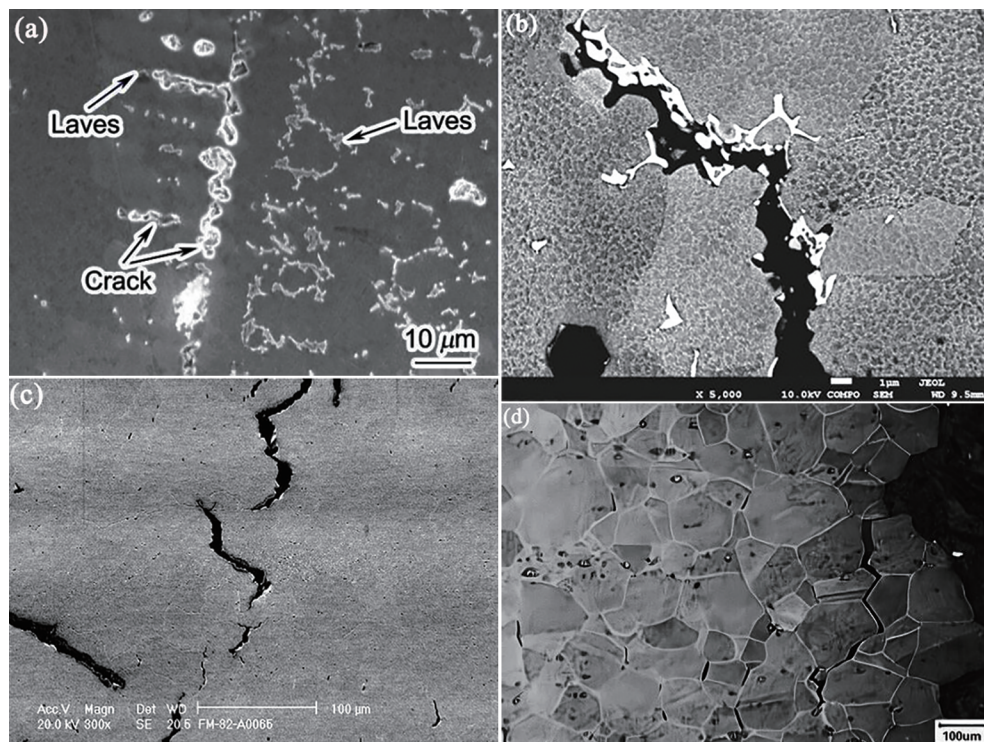


图 1 镍基合金焊接 4 种裂纹类型^[7-10]

Fig.1 Four types welding cracks of Ni-based alloy^[7-10]

- (a) solidification cracking of Inconel 718^[7] (b) liquation cracking of Inconel 718^[8]
 (c) ductility dip cracking of FM-82^[9] (d) strain age cracking of Waspaloy^[10]

接方法为钨极惰性气体保护焊(GTAW)与手工电弧焊(SMAW),这2种焊接方法具有简单方便且能获得高品质焊接接头等诸多优势^[11]。使用传统熔化焊焊接镍基合金存在着一定的焊接难度,因为镍基合金的导热性差、液态焊缝金属的流动性差、合金元素易氧化等原因,使得镍基合金的熔池金属不易润湿展开,造成焊缝成型较差,焊接熔深较浅,并且还不能像焊接其他材料一样,通过增大焊接电流来增加焊缝金属的流动性,这反而会增加焊缝的裂纹敏感性。但由于传统熔化焊焊接技术已较为成熟,并且焊接成本普遍较低,因此亦有着大量的研究及应用。首先,由于焊接过程是一个复杂的二次冶金过程,材料的熔化以及凝固均处于非平衡状态,焊缝合金元素常常会与母材元素生成金属间化合物,如 σ 、P、Laves相等。焊缝凝固的结晶模式取决于凝固条件以及合金元素,而合金元素是决定焊缝微观组织的主要因素,因此正确设计焊材的化学成分是非常重要的^[12-13]。其次,焊接工艺参数的选择对镍基合金的焊接质量也至关重要。通过控制焊接工艺参数,如焊接电流、焊接电压、焊接速率、焊前热处理、焊后热处理以及层间温度等,可实现镍基合金的无缺陷焊接,并且达到一定的性能要求^[14-18]。镍基合金熔化焊焊接的主要问题还是焊接裂纹的产生机理和防止措施。

镍基合金的高能束焊接方法主要包括激光焊、电子束焊、等离子焊等。由于高能束焊接方法具有热输入小、能量密度高的特点,可比传统熔化焊更好地完成对镍基合金的焊接。但目前高能束焊接由于技术以及成本等的限制还未能大规模地应用。国内外对镍基合金高能束焊接的研究集中于焊接工艺、焊接接头组织及性能和焊接裂纹等方面^[19-26]。王润等^[19]对718镍基合金的激光焊接接头进行研究,结果表明焊接接头的焊缝组织呈“钉头”状,结晶方向由熔合线指向焊缝中心,焊缝中心组织为等轴晶组织;焊缝熔合区以及热影响区出现黑色沉淀相,该相为Nb在晶界的析出物和碳化物;并且发现在热影响区有大量的不连续裂纹,在钉头中间缩颈部位的裂纹最为明显,研究发现裂纹的出现与树枝晶间析出较多的富Nb低熔点共晶相有关。Li等^[23]对Inconel 718镍基合金与304不锈钢进行了电子束焊接实验,研究了接头显微组织以及力学性能。结果表明焊缝中部由枝晶和细小的等轴晶组成,在近镍侧以及近钢的熔合线附近,都是由向焊缝中心方向生长的树枝晶组成;当焊接束流为8 mA、焊接速率为700 mm/min时,接头的抗拉强度最高为722 MPa,此时拉伸试样

的断裂发生在焊缝区内部,呈典型的韧性断裂,断口可观察到明显的韧窝。崔文东等^[24]在奥氏体不锈钢上采用等离子焊堆焊镍基合金,对不同堆焊电流条件下镍基合金等离子堆焊层显微组织、相结构、成分、显微硬度及耐磨性进行了系统研究。结果表明镍基合金堆焊层的相组成为 γ -Ni固溶体与 FeNi_3 、 Cr_{23}C_6 、 Cr_7C_3 、 CrB 的共晶组织;随着焊接电流的增大,镍基合金堆焊层的组织由团簇花瓣状向水草状和细长的条状组织转变;当堆焊电流为110 A时,镍基堆焊层的平均显微硬度最大为898 HV;磨损机制为前期的黏着磨损和磨粒磨损以及后期的氧化磨损的混合机制。

镍基合金的钎焊能够避免因熔化以及结晶而引起的裂纹问题,但钎焊焊接接头成分与母材差异较大,而且易于在焊接接头形成脆硬的金属间化合物以及晶间渗入脆化现象^[27,28],弱化了焊接接头的力学性能,限制了镍基合金使用钎焊方法的焊接。目前,镍基合金的钎焊集中于焊接工艺、焊接接头组织及性能和钎料的研究,高性能钎料的研发更是重中之重^[29-32]。张丽霞和冯吉才^[29]采用镍基箔片钎料对GH3044镍基合金进行钎焊连接,研究其接头界面组织及力学性能。发现当钎焊温度为1070℃、保温时间为10 min时,焊接界面处有 $(\text{Cr}, \text{W})_2$ +Ni固溶体析出,钎缝中有 (Cu, Ni) 固溶体组织+Ni-Mn金属间化合物层及 η'' + ζ' 金属间化合物层生成,此钎焊工艺参数下获得的钎焊接头具有最高的室温抗剪强度319 MPa,断裂方式为混合断裂特征。

镍基合金扩散焊的研究包括固相扩散焊和瞬时过渡液相(TLP)扩散焊。由于镍基合金变形困难,采用固相扩散焊需较大的压力以及较长的时间,这可能导致晶粒的长大,严重损害连接接头的力学性能。因此,镍基合金固相扩散焊一般都使用中间层材料,中间层材料屈服强度较低,在较低压力下实现连接,此外使用中间层还可避免接头生成脆性氧化物^[33]。Han等^[34]研究了IN718合金的固相扩散焊工艺参数的影响,发现中间层镍箔厚度为25 μm 、温度1273~1323 K、压力20~30 MPa、保温时间45~60 min为最优参数,该参数下获得良好的连接界面且室温拉伸断裂位置位于母材侧。作为一种新型的非熔化焊焊接方法,镍基合金TLP扩散焊主要集中于焊接参数如焊接温度、施加压力及保温时间等对焊接接头组织及性能的影响和中间层材料的研究^[35,36]。镍基合金TLP扩散焊焊接接头通常可分为3个区域:等温凝固区(ISZ)、非热凝固区(ASZ)、扩散影响区(DAZ),区域的分布与焊接工艺参数密切相关^[37]。镍基合金

TLP扩散焊中间层材料的研究还处于开发研究阶段,中间层合金种类、使用性能以及使用方法均不完善,有关中间层合金的成分设计、优化以及制备仍需要进一步的研究^[38]。

综上所述,采用固相焊焊接镍基合金,虽然能够避免因熔化与结晶所引起的焊接裂纹的产生,这是固相焊焊接镍基合金所具备的独特优势,但固相焊焊接接头力学性能普遍较差,目前还基本无法达到等强连接。因此,钎料以及扩散焊中间层材料的研发显得至关重要,是目前亟需解决的问题之一。实际应用中,镍基合金的焊接主要还是以熔化焊为主,总体来说,高能束焊接由于热输入小,能量密度高,在焊接镍基合金时的裂纹倾向要低于传统熔化焊,但由于其技术及成本问题无法大规模应用。因此,镍基合金传统熔化焊到目前为止还有着大量的应用,其中GTAW和SMAW应用最为广泛。不同焊接方法焊接镍基合金产生裂纹的倾向性不同,固相焊被认为是不会产生焊接裂纹,焊接裂纹是产生在镍基合金熔化焊焊接过程中的。熔化焊中传统熔化焊裂纹倾向要高于高能束焊,高能束焊中激光焊由于加热和冷却速率快,焊后残余应力较大,因此焊接裂纹倾向要大于等离子焊与电子束焊,而在传统熔化焊中GTAW的焊接裂纹倾向性要低于其他焊接方法。

2 镍基合金熔化焊焊接裂纹产生机理及元素影响

2.1 结晶裂纹

2.1.1 结晶裂纹机理 关于结晶裂纹的形成机理,主要包括拉伸液膜理论、剪切液膜理论、收缩脆性理论和应变集中理论4种类型^[39]。目前,对于镍基合金焊接结晶裂纹产生机理,大多数研究学者倾向于拉伸液膜理论^[7,2,39-41]。拉伸液膜理论认为结晶裂纹的产生主要是因为是在焊缝凝固的最后阶段,溶质偏析形成低熔点液态薄膜,液态薄膜在凝固收

缩的拉应力作用下而产生的。焊缝金属结晶过程分为4个阶段:自由结晶区、接触生长结晶区、临界结晶区和固相区^[42]。结晶裂纹易于在临界结晶区产生,该阶段晶界液膜形态影响结晶裂纹敏感性。液膜分布形态取决于 τ 值,即:

$$\tau = \frac{\gamma_{SL}}{\gamma_{SS}} = \frac{1}{2\cos(\theta/2)} \quad (1)$$

式中, γ_{SL} 为液-固相间的界面张力, γ_{SS} 为固相界面张力, θ 为润湿角。当 $\tau \approx 0.5$ 时,液膜几乎覆盖整个晶粒边界,裂纹敏感性很高。当 τ 在0.5~0.57时,液膜是以连续的网状形式存在于晶粒边界,裂纹敏感性仍然认为较高。当 $\tau \geq 0.57$ 时,此时的裂纹敏感性较低^[39,40]。

2.1.2 元素对结晶裂纹的影响 从镍基合金结晶裂纹的形成机理可以看出,冶金因素和应力因素是影响镍基合金结晶裂纹的主要因素。其中,冶金因素包括合金的凝固温度范围以及最终液体的数量和分布^[43,44]。对于给定的合金体系,凝固温度范围和最终液体的数量主要与化学成分相关^[2]。许多学者对镍基合金结晶裂纹敏感性与化学成分之间的关系进行了研究。

S、P一般在奥氏体中都具有很低的溶解度,并且在焊缝凝固过程中易偏析(k 值低, k 为平衡分配系数,是指固液两相达到平衡状态时,溶质在两相中的浓度的比值,反映了溶质在两相中的迁移能力及分离效能)于晶界^[45]。这种偏析使得在枝晶间和凝固晶界区域形成低熔点液态薄膜促进开裂。与镍基合金结晶裂纹相关的重要参数如表1^[2]所示。该表揭示镍基合金中这些元素的一般作用规律,显示出可能存在的低熔点共晶物^[2]。已有实验研究^[40]表明,S、P是导致Inconel 690焊丝产生结晶裂纹的最主要元素。

B对镍基合金结晶裂纹产生有着重要作用。目前研究发现主要有2方面的作用:一方面B偏析于晶界,形成位于晶界分布的低熔点硼化物,低熔点硼

表1 Ni-P、Ni-S、Ni-B和Ni-Si系统中平衡分配系数、最大固溶度和最终共晶温度^[2]

Table 1 Equilibrium distribution coefficient, maximum solid solubility (mass fraction) and final eutectic temperature^[2]

System	k	Maximum solubility / %	Final eutectic temperature / °C
Ni-P	0.02	0.32P	870
Ni-S	About 0	About 0S	637
Ni-B	0.04	0.7B	1093
Ni-Si	0.7	8.2Si	1143

Note: k —equilibrium distribution coefficient, it refers to the ratio of solute concentration in two phases when the solid-liquid phase reaches equilibrium, it reflects the migration ability and separation efficiency of solute in two phases.

化物的存在增加糊状区尺寸并且剧烈润湿晶界^[46-48]。另一方面仅发现B元素偏析于晶界,并未生成晶间硼化物;B元素偏析于晶界降低固/液表面能,促进晶界润湿。不论B以哪种形式出现,B的偏析对镍基合金结晶裂纹出现都产生不利影响^[49]。例如Nakki等^[50]研究发现在625合金中添加0.006%B(质量分数),会显著提高焊接结晶裂纹敏感性。Zr一方面会与S结合生成硫化物,从而降低S对结晶裂纹的影响;但另一方面,S在镍基合金中会形成以Ni和Zr为基的低熔点共晶相,提高结晶裂纹敏感性^[51]。

Nb对镍基合金结晶裂纹的作用主要体现在富Nb低熔点共晶相在晶界(及亚晶界)的形成^[52,53],并发现Nb含量越高,结晶裂纹敏感性越大。为了进一步

描述Nb在镍基合金凝固过程中对显微组织的影响,DuPont等^[2]利用溶质再分配模型^[54]进行了详细分析,如图2^[2]所示。高C和低Nb的镍基合金中,形成由初始 γ 相和 γ /NbC相组成的I型组织,此时不形成 γ /Laves相,因此结晶裂纹敏感性低。高Nb/高C镍基合金中,形成由初始 γ 相、 γ /NbC相和少量 γ /Laves相组成的II型组织,由于该情况下Laves相含量很少,结晶裂纹敏感性较低。高Nb/高C镍基合金中,还可能形成由初始 γ 相、 γ /NbC相和大量 γ /Laves相组成的III型组织,该情况下 γ /Laves相含量较多且 γ /Laves呈连续网状分布,此时结晶裂纹敏感性较高。低C镍基合金中,形成由初始 γ 相、少量 γ /NbC相和 γ /Laves相组成的IV型组织,该组织下糊状区相对较

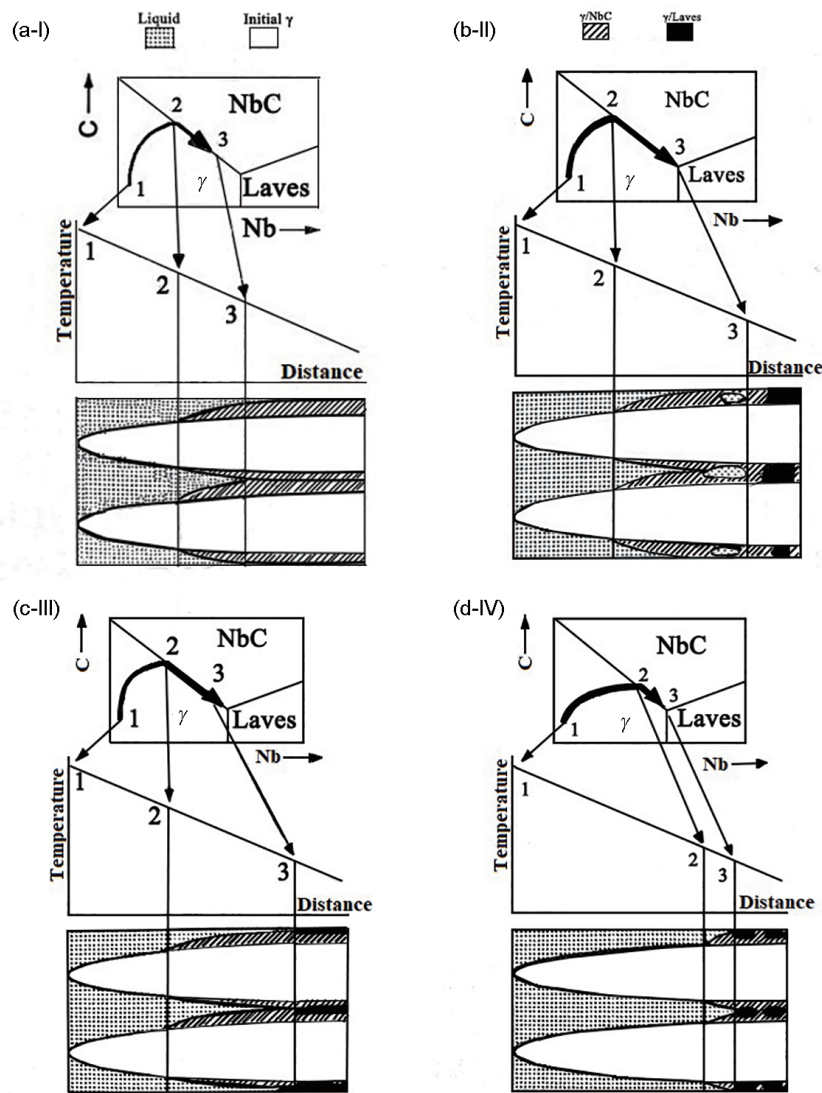


图2 含Nb镍基合金中4种不同显微组织形态的发展示意图^[2]
 Fig.2 Schematics of four different microstructures in Nb-bearing Ni-based alloy^[2]
 (a-I) high C and low Nb Ni-based alloy
 (b-II) high Nb and C Ni-based alloy with a small quantity of Laves
 (c-III) high Nb and C Ni-based alloy with a large number of Laves
 (d-IV) low C Ni-based alloy

大,结晶裂纹敏感性较高。

2.2 液化裂纹

2.2.1 液化裂纹机理 目前,镍基合金液化裂纹的形成机理主要有2种研究结果——偏析机理与渗透机理。偏析机理认为合金元素以及杂质元素由于扩散机理偏析至晶界位置,促使这些边界形成连续的液体薄膜,在焊接应力作用下产生开裂。渗透机理认为焊缝组织在高温情况下发生局部熔化,并与移动的晶界相交,然后液体渗透并且润湿晶界,造成开裂。

渗透机理液化可能在晶界析出相处,如金属间化合物、碳化物等,被称为组分液化^[55,56]。在一些镍基合金的沉淀相上观察到这种类型的液化,如表2^[8,57-62]所示。张冬梅^[8]研究认为718合金中热影响区(HAZ)液化裂纹与NbC的组分液化有关,提出液化机理如图3^[8]所示,这与Thompson和Genculu^[56]提出的观点相似。

渗透机理的另一种现象是残余共晶物的局部熔化,称为共晶熔化。焊接过程中快速的热循环使得没有充足的时间来完全溶解共晶组成物,当超过共

晶温度时仅是简单地熔化。在718铸造合金中,Laves相在最终凝固过程中形成,焊接过程中简单地重熔促使HAZ液化开裂^[63],HAZ液化裂纹受Laves相熔化的支配,而不是碳化物的组分液化。

2.2.2 元素对液化裂纹的影响 合金元素以及杂质元素对液化裂纹的作用途径一般有:液化机理(液化因素的形成和成分),液化程度(形成液体的数量)和液体存在的温度范围及液体的分布(润湿特征)^[2]。

S、P对液化裂纹的影响主要是由于偏析于晶界形成低熔点共晶物从而影响开裂。曾有研究者采用相关作用因子(RPF)来描述各元素对镍基合金焊接裂纹的不利程度^[49],即:

$$RPF = \frac{M_L(1 - k)}{k} \quad (2)$$

式中, M_L 为液相线斜率; k 为平衡分配系数。其值越大,表明不利程度越高。计算得S的RPF为244000,B的RPF为22700,P的RPF为6430,而C的RPF仅为330。该结果显示杂质元素,尤其是S元素对裂纹影响程度最高。

B在焊前热处理过程中优先向晶界偏析并形成低熔点硼化物,焊接时硼化物快速分解,B在晶界扩散并富集,增大液化裂纹敏感性^[64]。并且已有研究表明,B对镍基合金液化裂纹起最为有害的作用^[65];Nb对镍基合金液化裂纹的作用体现在其晶间析出相受焊接热循环的作用而发生组分液化^[8,66];Al和Ti由于有极好的脱氧作用及细化晶粒的作用而对镍基合金液化裂纹产生有利影响^[39]。

不同合金元素和杂质元素对液化裂纹的影响取决于总体的化学成分。一般将S和P降至很低的水平是有利的,B对结晶开裂和液化开裂来说是一种

表2 几种镍基合金产生组分液化的沉淀相^[8,57-62]
Table 2 Precipitate of component liquation in Ni-based alloys^[8,57-62]

Alloy	Precipitate	Ref.
Inconel 718	MC	[8]
Inconel 738	γ' , MC, M_3B_2 , Ni-Zr intermetallics	[57,58]
Inconel 617	$M_{23}(C, B)_6$	[59]
Inconel 939	γ' , MC	[60]
Rene 80	γ' , M_3B_3	[61]
K465	γ' , MC	[62]

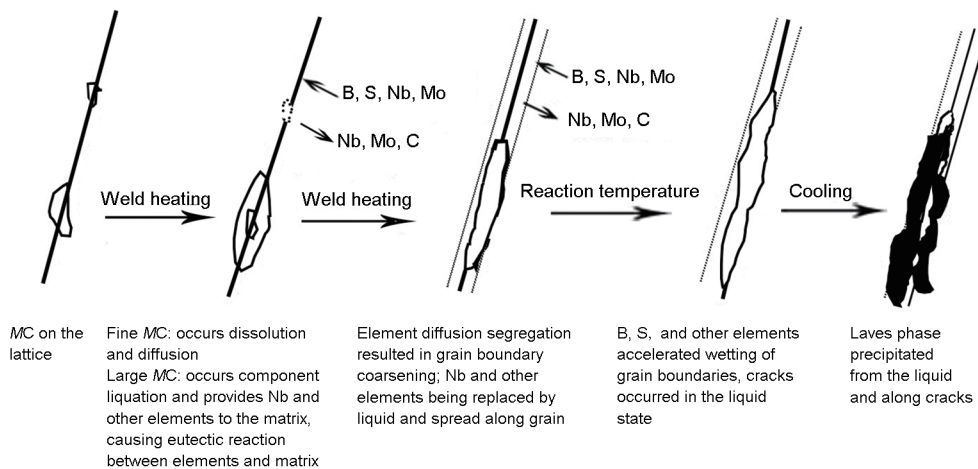


图3 718镍基合金液化裂纹形成机理^[8]

Fig.3 The mechanism of liquation cracking of 718 Ni-based alloy^[8]

有害元素,但B的添加能提升合金蠕变性能,需两者做出平衡。许多加入镍基合金的元素的单独影响尚不清楚,其与其他元素的相互作用使得问题变得更加复杂。

2.3 失塑裂纹

2.3.1 失塑裂纹定义 失塑裂纹(DDC)是在一些结构材料中,包括奥氏体不锈钢、铜合金、钛合金和镍基合金中已观察到的固态现象。最初Haddrill和Baker^[67]将DDC定义为固相线下的一定温度范围中延性损失。但该种定义使得失塑裂纹与其他裂纹有许多混淆之处。后来,Hemsworth等^[68]将高温裂纹分类并定义为2种类型,即偏析裂纹和失塑裂纹,如图4^[69]所示。偏析裂纹是指存在晶间液体薄膜参与的裂纹类型;失塑裂纹指不存在液体薄膜的裂纹类型。对于该种分类方法,他们使用材料延性下降温度区间(DTR)和临界应变2个参数来描述裂纹敏感性。

但是Hemsworth等^[68]所定义的失塑裂纹仍可能包含再热裂纹、消除应力处理裂纹及应变时效裂纹,故也不能准确定义失塑裂纹。因此,DuPont等^[2]提出DDC是代表一种由于晶粒边界的滑移或分离及高温下延性耗尽所引起的HAZ或焊缝金属中独特的开裂形式。

2.3.2 失塑裂纹机理 有关失塑裂纹机理目前主要有3种:硫偏析和脆化机制,沉淀诱发裂纹机制,以及晶界滑移机制。1979年Yamaguchi等^[70]提出硫偏析和脆化机制。他们提出S的加入提升950和1150℃之间发生延性丧失的倾向性,这里的S偏析于晶界并且脆化晶界,在应力作用下发生开裂。但在最近的研究中,Nissley^[69]对比含S量分别为0.0005和0.001的镍基填充金属FM-72中发现,含S量低的填充金属反而显示出较高的裂纹敏感性;

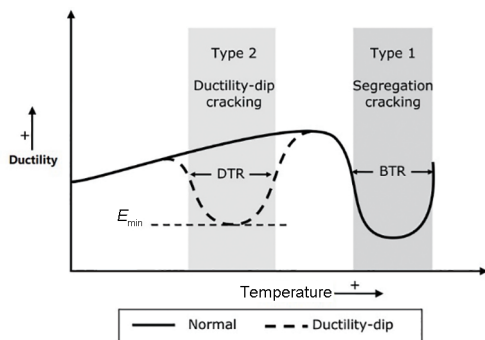


图4 延性作为温度函数的示意图^[69]

Fig.4 Schematic of ductility as a function of temperature^[69] (DTR—ductility-dip temperature range, BTR—brittle temperature range, E_{min} —minimum critical stress)

Noecker和DuPont^[71]在观察镍基合金填充金属DDC断口组织,也没有发现S和P的偏析现象。因此,Ramirez和Lippold^[9]在认同S和其他杂质可能引起DDC的同时,认为不同的敏感性不能简单地用杂质(S和P)含量来解释。

DDC 优先出现在镍基合金焊缝金属的迁移晶界。凝固晶界的结晶组分从成分组分迁移或者移动,形成带有“原始”凝固晶界的高角度非方向性的新的边界,称为迁移晶界^[69]。Ramirez和Lippold^[9]开展了镍基合金中DDC的综合性研究,并认为DDC实质上是一种晶界高温蠕变现象,提出晶界滑移机制,如图5^[9]所示。在没有晶界碳化物的情况下,或者当碳化物在DDC敏感温度范围以外形成时,晶界是十分平直的,并且由于晶界的滑移,应变将集中在

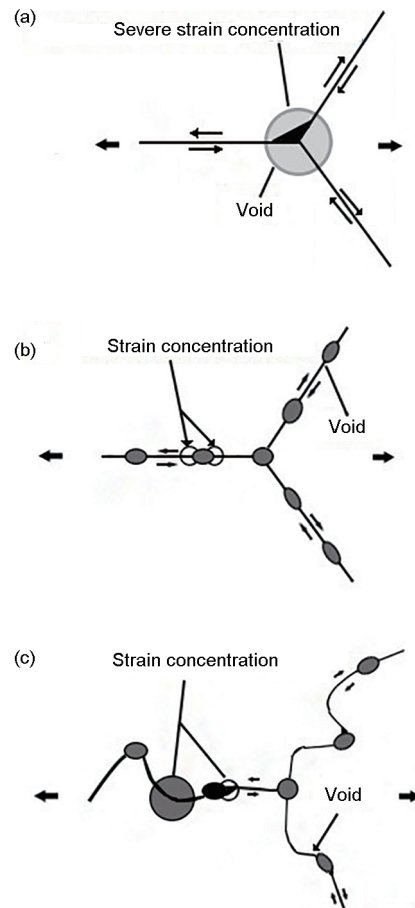


图5 晶间析出物对晶界滑移、应变集中和孔洞形成的影响^[9]

Fig.5 Influence of intergranular precipitates on grain boundary sliding, strain concentration and void formation^[9]

- (a) straight grain boundaries
- (b) effect of intergranular precipitates
- (c) effect of intergranular precipitates and tortuous grain boundaries

晶界的三相点位置,如图5a^[9]所示。当应变刚刚达到开裂临界应变以上时,裂纹首先萌生于三相点^[72]。当平直的晶界上存在析出物,这些晶间析出物与晶界的连接处会分担三相点的部分应变,在一定程度上降低DDC敏感性,如图5b^[9]所示。在此情况下,边界仍然很直,对DDC的敏感性认为仍然是较高。当析出物存在于晶界,并且同时晶界弯曲,这种情况下很难出现较大的应力集中,因为应变被不同程度地分配到析出物和晶界区域,从而有效抑制DDC的产生,如图5c^[9]所示。

Young等^[73]研究了含Cr量为16%~33%(质量分数)的Ni-Cr焊缝金属的DDC敏感性。发现EN52焊缝金属延性下降温度区间延性变化与该温度区间 $M_{23}C_6$ 沉淀TTT曲线变化相一致,并且在X-750中也出现同样现象;同时,研究发现在Inconel 718中与 M_6C 沉淀变化一致;在Monel K-500中与 γ 沉淀变化一致。研究还发现这些沉淀相与不同基体之间存在着不同程度的晶格错配度,且错配程度与裂纹敏感性呈正相关。由此,他们提出宏观热应力、焊接过程中产生的凝固应力,以及部分共格的碳化物的沉淀过程产生的局部晶界应力相结合,导致这些焊缝金属中产生DDC。

关于晶界滑移机制和沉淀诱发开裂机制,前者倾向于沉淀相阻碍晶界滑移,后者倾向于沉淀相引起晶格错配。可能2种作用都是存在的,只是在不同体系中两者贡献程度不同,所以表现出不同的作

用而已。Noecker和DuPont^[71]详细研究了 $M_{23}C_6$ 碳化物沉淀相对DDC敏感性的作用。观察FM52焊缝金属871℃快速冷却后的晶界组织,发现仅存在富Ti碳化物;而在裂纹开裂后快速冷却的断口观察中发现存在着 $M_{23}C_6$ 碳化物沉淀,解释为应变诱导沉淀。但在871℃保温60s后快速冷却的焊缝金属晶界观察到 $M_{23}C_6$ 碳化物,且晶界变得更加曲折,DDC敏感性降低,认为由于碳化物对晶界的锁定机理,同时合适的尺寸和分布可阻止晶界的滑移,降低裂纹敏感性。Zhang等^[74]也提出晶界沉淀、晶界滑移、晶界迁移和晶界呈锯齿状等的联合作用,对低膨胀的Fe-36Ni合金DDC有影响。对于镍基合金(或其他材料)中DDC的机理还没有总体上一致的看法,有可能在不同材料中DDC的表现也是不一样的。

2.3.3 元素对失塑裂纹的影响 Ramirez和Lippold^[9]对合金元素及杂质元素对DDC的影响进行了汇总,如表3^[9]所示。根据元素的特点和对镍基合金的作用,可以分为2类:添加元素,如Nb、Ti、B、Mn等,及杂质元素,如S、P、H等。

虽然S和P偏析于晶界会造成晶界脆化,增加DDC裂纹敏感性,但有研究发现含S量低反而裂纹敏感性高的情况^[69]。研究者解释为过低的S含量,使得晶界滑移容易发生,进而提高了DDC敏感性;当具有一定的S存在于晶界时,对晶界起到钉扎作用,阻碍晶界滑移。这也表明S对DDC具有着双重性作用。

表3 元素对失塑裂纹(DDC)影响的汇总^[9]
Table 3 Summary on the influence of elements on ductility-dip cracking (DDC)^[9]

Type	Element	DDC sensitivity	Mechanism
Impurity element	H	Increase	The interaction of the increase of the local plastic deformation near the grain boundary and the decrease of the bonding force between the precipitate and the grain boundary
	S, P	Increase	Segregation at the grain boundary reduces the bonding strength of grain boundary and causes grain boundary embrittlement
Addition element	B	Decrease	Increase the bonding force of metal atoms on grain boundary, and increase the fracture resistance of grain boundary
	Nb	Decrease	Formation of NbC intergranular precipitate provides grain boundary locking, changes grain boundary morphology, and hinders grain boundary sliding and formation of porosity
	Mn	Decrease	Strong affinity for S
	Ti	Decrease	Formation of Ti rich nitrides and carbides makes the equilibrium phase changes to (MTi)(CN) during the solidification temperature range, and provides grain boundary locking effect

Nb、Ti等虽然对晶界迁移有阻碍作用,但同时碳化物在晶界的沉淀引起了晶界错配度增大,沉淀/基体界面结合力也会发生变化,其影响程度目前还没有明确的结论。这也使得晶界迁移机制和沉淀诱发机制同时存在。

2.4 应变时效裂纹

2.4.1 应变时效裂纹含义 Al、Ti含量高的沉淀强化镍基合金,在时效处理过程中,熔合区附近会产生一种沿晶界扩展的裂纹,称为应变时效裂纹(SAC)^[75]。应变时效是再热裂纹或焊后热处理裂纹的一种形式,大多数情况下SAC发生在焊后热处理时,但也可能发生在多道焊的重新加热时,是沉淀强化镍基合金特有的裂纹。

2.4.2 应变时效裂纹机理 镍基高温合金SAC形成过程如图6^[76]所示。镍基合金焊接接头的SAC主要出现在焊后固溶处理的升温阶段。一般认为,镍基合金中的SAC是由该阶段HAZ的低塑性加上在同一区域中高应变的积累所造成的^[10,77]。在升温过程中,焊接残余应力在固溶初期还来不及得到释放,再加上热处理升温过程中强化相析出产生的时效应力及热膨胀不均匀引起的热应力,三者的叠加使得HAZ应力过大引起晶间开裂产生SAC^[78]。

对于镍基合金HAZ低塑性的解释包括: γ' 沉淀;晶间碳化物沉淀弱化晶界;时效温度范围本身塑性降低;焊接过程中组织的变化;杂质元素偏析于晶界和氧的污染等^[79]。目前多数观点认为镍基合金中 γ'' 快速沉淀造成塑性降低和局部应力增加是镍基合金SAC的主要因素,并且研究发现沉淀速率慢的 γ'' 强化合金比沉淀速率快 γ' 强化合金SAC敏感性低^[10,77,79]。

2.4.3 元素对应变时效裂纹的影响 镍基合金中元素种类和含量对SAC敏感性有着较大的影响,较高Al和Ti总量的合金比那些有较低含量的合金对SAC更敏感,如图7^[76]所示。较高的Al和Ti促

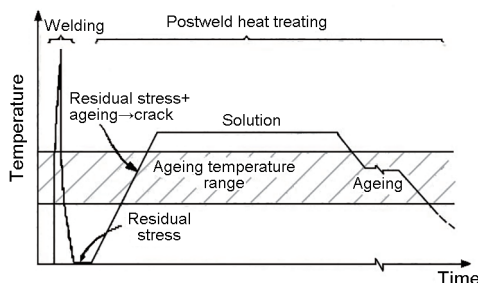


图6 镍基合金应变时效裂纹(SAC)形成示意图^[76]

Fig.6 Schematic illustration for strain age cracking (SAC) of Ni-based alloy^[76]

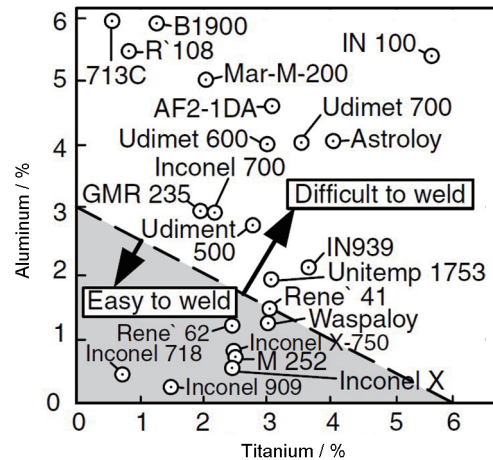


图7 Al和Ti含量对镍基合金应变时效开裂敏感性的影响^[76]

Fig.7 Effect of Al and Ti contents on strain age cracking sensitivity of Ni-based alloy^[76]

表4 合金元素对镍基合金SAC的影响

Table 4 Effect of alloy elements on SAC of Ni-based alloy

Alloy system	Element	Influence
Rene 41	C	Low carbon content resists SAC
713C	C	Low carbon content is not conducive to resist SAC
Rene 41	B	Beneficial
Rene 41	O	Harmful

进了强化并使 γ' 更快地沉淀。增加 γ' 体积分数具有降低塑性和增加局部应力的作用,进而降低了合金的塑性并增加了开裂的倾向性。采用Nb作为强化元素,由于 γ'' 沉淀缓慢的时效反应,能有效阻止应变时效裂纹^[10]。

关于其他元素对SAC作用尚存在着较大的分歧,如表4所示。其他一些合金元素及杂质元素对SAC的影响研究很少,还需进一步研究。

3 结论

(1) 镍基合金通常以成分进行分类,可分为商用纯镍合金、固溶强化合金、沉淀强化合金及特殊合金4类。镍基合金焊接方法的研究几乎覆盖各种焊接手段,包括传统熔化焊、高能束焊、钎焊以及扩散焊。固相焊虽然具有其独有的焊接优势,但由于现有技术以及成本等问题的限制,还无法得到广泛应用。目前镍基合金的焊接还是以熔化焊为主,镍基合金熔化焊焊接过程中易出现4种裂纹:结晶裂纹、液化裂纹、失塑裂纹和应变时效裂纹。

(2) 镍基合金结晶裂纹产生机理倾向于液膜拉伸理论。结晶裂纹的产生极大地受控于杂质和微量元素。S、P、B、Zr、Nb强烈偏析于晶界形成低熔点共晶薄膜,促进镍基合金结晶裂纹产生。这些元素对镍基合金结晶裂纹均产生不利影响。

(3) 镍基合金液化裂纹机理目前确定为偏析机理和渗透机理2种,渗透机理包括第二相的组元液化和共晶组成物的共晶熔化。S、P对液化裂纹的不利作用与对结晶裂纹作用相似。B、Nb、Mo由于渗透机理而增加裂纹敏感性。Al、Ti由于其脱氧作用而对液化裂纹有利。许多添加元素的单独影响尚不清楚,其与其他元素的相互作用也使得问题变为更加复杂。

(4) 镍基合金失塑裂纹的具体含义上目前存在着不同的理解,提出的许多定义与其他裂纹类型相混淆,缺乏对其准确的定义。镍基合金DDC产生机理主要有晶界滑移机制、S偏析和脆化机制以及沉淀诱发机制。杂质元素偏析虽不是产生DDC所必要的,但总显示出加剧DDC;Mn对S具有强烈的吸引,抑制S在晶界偏析,从而抑制DDC;少量B增强晶界金属原子结合力,增加晶界断裂阻力,对镍基合金DDC有利;Nb、Ti等的加入被认为是对碳化物析出及晶粒边界的影响,进而影响DDC。但对于各种元素的具体作用及影响程度仍需进一步研究。

(5) 应变时效裂纹是沉淀强化镍基合金所特有的。一般认为,在镍基合金中的SAC是由该阶段HAZ的低塑性加上在同一区域中高应变的积累所造成。较高Al、Ti促进镍基合金中 γ' 相快速沉淀,增加开裂倾向;采用Nb作为强化元素,由于 γ' 沉淀缓慢的时效反应,能有效阻止应变时效裂纹。其他元素的研究目前还不明确其具体作用,需要进一步研究。

参考文献

- [1] Guo J T. Materials Science and Engineering for Superalloys (Book 1) [M]. Beijing: Science Press, 2008: 20
(郭建亭. 高温合金材料学(上册)[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 20)
- [2] DuPont J N, Lippold J C, Kiser S D, translated by Wu Z Q, Zhang C, Yu M L, et al. Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys [M]. Shanghai: Shanghai Scientific and Technological Literature Press, 2014: 2, 100, 103, 129, 214, 223, 235
(DuPont J N, Lippold J C, Kiser S D著, 吴祖乾, 张晨, 虞茂林等译. 镍基合金焊接冶金和焊接性[M]. 上海: 上海科学技术文献出版社, 2014: 2, 100, 103, 129, 214, 223, 235)
- [3] Park J H, Kim Y H, Baek H J, et al. A study on process development of super-TIG welding for 9% nickel steel with alloy 625 [J]. J. Manuf. Processes, 2019, 40: 140
- [4] Yang J. Property of arc surfacing Inconel alloy 625 cladding on 30CrMo steel [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2011
(杨洁. 30CrMo钢表面堆焊Inconel 625镍基合金性能的研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2011)
- [5] Wei K, Zhang M C, Xie X S. Recrystallization mechanisms in hot working processes of a nickel-based alloy for ultra-supercritical power plant application [J]. Acta Metall. Sin., 2017, 53: 1611
(韦康, 张麦仓, 谢锡善. 超超临界电站用镍基合金热加工过程的再结晶机理[J]. 金属学报, 2017, 53: 1611)
- [6] Li Y F. Study of stress corrosion cracking susceptibility of nickel-based welds in safe-end dissimilar metal weld in pressurized water reactor [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2018
(李毅丰. 压水堆安全端异种金属焊接接头镍基焊缝材料应力腐蚀开裂敏感性研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2018)
- [7] Ye X. Microstructure evolution and hot cracking mechanism of Inconel 718 Ni-based superalloy thin-wall casting component welding joint [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015
(叶欣. Inconel 718合金薄壁铸件焊接接头组织演变和热裂纹研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2015)
- [8] Zhang D M. Research on laser welding and the mechanism of liquation crack of 718 superalloy [D]. Shanghai: Shanghai University of Engineering Science, 2015
(张冬梅. 718高温合金激光焊接及其液化裂纹形成机理研究[D]. 上海: 上海工程技术大学, 2015)
- [9] Ramirez A J, Lippold J C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: Part II-Insight into the mechanism for ductility dip cracking [J]. Mater. Sci. Eng., 2004, A380: 245
- [10] Norton S J. Development of a Gleeble based test for post weld heat treatment cracking in nickel alloys [D]. Ohio: The Ohio State University, 2002
- [11] Chen F. Microstructures and properties of 347 stainless steel with surface cladding of Inconel690 alloy and variation of them after hot isostatic pressing [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2013
(陈峰. 347不锈钢表面堆焊Inconel690合金组织与性能及热等静压对其影响[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2013)
- [12] Xu C Z, Ao Y, Su D D, et al. Development of nuclear-grade ENi-CrFe-7 nickel-base alloy electrode [J]. Heat Treat., 2020, 35(2): 21
(徐长征, 敖影, 苏东东等. 核级ENiCrFe-7镍基合金电焊条的研制[J]. 热处理, 2020, 35(2): 21)
- [13] Guo X, He P, Xu K, et al. Microstructure and mechanical properties of deposited metal for nuclear plant nickel alloy welding wire [J]. Trans. China Weld. Inst., 2020, 41(4): 26
(郭泉, 何鹏, 徐锴等. 一种核用电用镍基合金焊丝熔敷金属的组织与性能[J]. 焊接学报, 2020, 41(4): 26)
- [14] Cherif S, Zakaria B. Effect of welding current on microstructures and mechanical properties of welded Ni-base superalloy INC738LC [J]. World J. Eng., 2018, 15: 14
- [15] Xu Y L, Yuan X W. Welding process test and crack control of UNSN06601 nickel-base alloy [J]. Mach. China, 2020, 4: 134
(徐仰连, 袁相伟. UNSN06601镍基合金焊接工艺试验及裂纹控制[J]. 中国机械, 2020, 4: 134)
- [16] Liu Y J, Guo Z Y, Fang H P. Optimization of MIG surfacing pro-

- cess parameters of GH3128 nickel base alloy based on RSM [J]. Hot Work. Technol., 2020, 49(15): 114
(刘拥军, 郭占英, 方海鹏. 基于 RSM 的 GH3128 镍基合金 MIG 堆焊工艺参数优化 [J]. 热加工工艺, 2020, 49(15): 114)
- [17] Zhang Z L. Research on welding procedure of single-layer electroslag surfacing with band-electrode for ENiCrMo-3 grade nickel-base alloy [J]. Electr. Weld. Mach., 2020, 50(5): 67
(张兆林. ENiCrMo-3 等级镍基合金单层带极电渣堆焊工艺研究 [J]. 电焊机, 2020, 50(5): 67)
- [18] Yu X P. Introduction of the welding technique of nickel base alloy NO6600 and NO6625 in an oxygen pipe [J]. Petro. Chem. Constr., 2020, 42(3): 51
(于秀平. 镍基合金 NO6600 和 NO6625 氧气管线焊接工艺探讨 [J]. 石油化工建设, 2020, 42(3): 51)
- [19] Wang R, Yang S L, Jia C C, et al. Study on microstructure of 718 nickel-based superalloy laser welded joint [J]. Hot Work. Technol., 2017, 46(3): 202
(王润, 杨尚磊, 贾晨程等. 718 镍基合金激光焊接接头微观组织研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(3): 202)
- [20] Ma G Y, Wu D J, Niu F Y, et al. Microstructure evolution and mechanical property of pulsed laser welded Ni-based superalloy [J]. Opt. Laser. Eng., 2015, 72: 39
- [21] Wu D D, Chai D S, Ma G Y, et al. Effect of pulsed laser welding with filler wire on weld forming and microstructures of thin nickel-based alloy sheet [J]. Laser Optoelectron. Prog., 2017, 54(3): 191
(吴东东, 柴东升, 马广义等. 脉冲激光填丝焊对镍基合金薄板焊缝成形及微观组织的影响 [J]. 激光与光电子学进展, 2017, 54(3): 191)
- [22] Zhang H, Sun T B, Yu M X. Study on fatigue property of electron beam welded joint of GH99 nickel-based alloy [J]. Eng. Test, 2014, 54(4): 26
(张航, 孙通伯, 于明玄. GH 99 镍基合金薄板电子束焊接接头疲劳性能研究 [J]. 工程与试验, 2014, 54(4): 26)
- [23] Li N, Wang G, Wang T, et al. Weldability of Inconel 718 and 304 stainless steel by electron beam welding [J]. Trans. China Weld. Inst., 2019, 40(2): 82
(李宁, 王刚, 王廷等. Inconel 718 镍基合金与 304 不锈钢电子束焊接 [J]. 焊接学报, 2019, 40(2): 82)
- [24] Cui W D, Wang S, Zhang S, et al. Influence of welding current on microstructure and properties of nickel-based alloy hardfacing by plasma transferred arc welding [J]. Weld. Join., 2017, (12): 36
(崔文东, 王爽, 张松等. 堆焊电流对镍基合金等离子堆焊层组织及性能的影响 [J]. 焊接, 2017, (12): 36)
- [25] Guo X M, Zheng Y G, Yao Z M. Cavitation erosion of PTA weld-surfaced Ni-based alloy layers [J]. Chin. J. Mater. Res., 2002, 16: 570
(国旭明, 郑玉贵, 姚治铭. Ni 基等离子堆焊合金的空蚀行为 [J]. 材料研究学报, 2002, 16(6): 570)
- [26] Kim H J, Kim Y J. Wear and corrosion resistance of PTA weld surfaced Ni and Co based alloy layers [J]. Surf. Eng., 2013, 15: 495
- [27] Shi K, Yu Z S, Li J, et al. Effect of brazing holding time on microstructure and property of GH738/GH4169 vacuum brazing joint [J]. Hot Work. Technol., 2010, 39(1): 112
(石昆, 于治水, 李军等. 钎焊保温时间对 GH738 与 GH4169 镍基合金真空钎焊接头组织性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2010, 39(1): 112)
- [28] Huang Z L, Lu S P, Li F Y, et al. Morphology of boride brittle phase in nickel-base alloy brazing joint and its elimination method [J]. J. Mater. Eng., 1984, (2): 26
(黄振隆, 卢寿平, 李凤英等. 镍基合金钎焊接头中的硼化物脆性相形态及其消除方法 [J]. 材料工程, 1984, (2): 26)
- [29] Zhang L X, Fen J C. Interface structure and strength analysis of brazed GH3044 nickel-based alloy joint [J]. Mater. Sci. Technol., 2009, 17: 770
(张丽霞, 冯吉才. GH3044 镍基合金钎焊接头的界面组织和强度分析 [J]. 材料科学与工艺, 2009, 17: 770)
- [30] Yu Z S, Shi K, Li R F. Effect of brazing clearance on microstructure and properties of vacuum brazing lap joint of Ni-based alloys [J]. Mater. Mech. Eng., 2010, 34(7): 5
(于治水, 石昆, 李瑞峰. 钎缝间隙对不同镍基合金真空钎焊搭接接头组织和性能的影响 [J]. 机械工程材料, 2010, 34(7): 5)
- [31] Yu Z S, Shi K, Li R F. Effects of brazing temperature on vacuum joint microstructure and microhardness of inconel superalloy [J]. Hot Work. Technol., 2009, 38(17): 116
(于治水, 石昆, 李瑞峰. 钎焊温度对镍基合金真空钎焊接头组织及硬度的影响 [J]. 热加工工艺, 2009, 38(17): 116)
- [32] Han F, Wang B, Kong Q J, et al. Brazing of K465 alloy K465 and GH3039 dissimilar alloy [J]. Weld. Technol., 2011, 40(5): 26
(韩峰, 王斌, 孔庆吉等. K465 合金及 K465 与 GH3039 异种合金的钎焊 [J]. 焊接技术, 2011, 40(5): 26)
- [33] Xu H J. The superplastic forming and diffusion bonding of Inconel 718 alloy [J]. Aerosp. Mater. Technol., 1997, 27(4): 36
(徐海江. 因康镍 718 合金的超塑成形和扩散连接 [J]. 宇航材料工艺, 1997, 27(4): 36)
- [34] Han W B, Zhang K F, Wang B, et al. Superplasticity and diffusion bonding of IN718 superalloy [J]. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), 2007, 20: 307
- [35] Lin T S, Li H X, He P, et al. Effect of bonding parameters on microstructures and properties during TLP bonding of Ni-based super alloy [J]. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2012, 22: 2112
- [36] Hou J B, Dong B M, Ouyang X L. TLP bonding of Ni₃Al base alloy (IC10) [J]. J. Mater. Eng., 2002, (suppl.): 288
- [37] Bakhtiari R, Shamsabadi A Y, Moradi K A. Shear strength/microstructure relationship for dissimilar IN738/IN718 TLP joints [J]. Weld. World, 2020, 64: 219
- [38] Wan D, Fang W P, Chen H X, et al. Research progress of interlayer alloys for transient liquid phase (TLP) diffusion bonding of Ni-based superalloys [J]. Weld. Join., 2016, (8): 20
(万娣, 房卫萍, 陈和兴等. 镍基高温合金 TLP 扩散焊中间层材料研究进展 [J]. 焊接, 2016, (8): 20)
- [39] Bo C Y, Yang Y T, Zhou S F, et al. Research status and development on the welding solidification cracking sensitivity of the nickel-based corrosion-resistance materials [J]. Weld. Join., 2006, (2): 15
(薄春雨, 杨玉亭, 周世锋等. 镍基耐蚀材料焊接结晶裂纹敏感性的研究现状与趋势 [J]. 焊接, 2006, (2): 15)

- [40] Zhang H Y. Study of S, P on the solidification cracking sensitivity for Inconel 690 welding wire deposited metal [D]. Harbin: China Academy of Machinery Science and Technology, 2011
(张皓月. S、P对Inconel 690焊丝熔敷金属结晶裂纹敏感性影响的研究 [D]. 哈尔滨: 机械科学研究总院, 2011)
- [41] Li G. Microstructure, properties and mechanism on hot crackings of laser welded dissimilar joints with filler wire in nuclear power plants [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015
(李刚. 核电异种金属激光填丝焊接接头组织与性能及热裂纹形成机理 [D]. 上海: 上海交通大学, 2015)
- [42] Borland J C. Generalized theory of super-solidus cracking in welds and castings-an initial development [J]. *Brit. Weld. J.*, 1960, 7: 508
- [43] DuPont J N, Michael J R, Newbury B D. Welding metallurgy of alloy HR-160 [J]. *Weld. J.*, 1999, 78: 408
- [44] Mizia R E, Michael J R, Williams D B, et al. Physical and welding metallurgy of Gd-enriched austenitic alloys for spent nuclear fuel applications-part II: Nickel-based alloys [J]. *Weld. J.*, 2004, 83: 289
- [45] Zhang W Y. *Welding Metallurgy (Fundamental)* [M]. Beijing: China Machine Press, 1995: 280
(张文钺. 焊接冶金学(基本原理) [M]. 北京: 机械工业出版社, 1995: 280)
- [46] DuPont J N, Robino C V, Anderson T D. Influence of Gd and B on solidification behaviour and weldability of Ni-Cr-Mo alloy [J]. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 2008, 13: 550
- [47] Vincent R. Precipitation around welds in the nickel-base superalloy, Inconel 718 [J]. *Acta Metall.*, 1985, 33: 1205
- [48] Cieslak M J, Stephens J J, Carr M J. A study of the weldability and weld related microstructure of cabot alloy 214 [J]. *Metall. Trans.*, 1988, 19A: 657
- [49] Richards N L, Chaturvedi M C. Effect of minor elements on weldability of nickel base superalloys [J]. *Int. Mater. Rev.*, 2000, 45: 109
- [50] Näkki J, Tuominen J, Vuoristo P. Effect of minor elements on solidification cracking and dilution of alloy 625 powders in laser cladding [J]. *J. Laser Appl.*, 2017, 29: 012014
- [51] Mostafaei M, Abbasi S M. Influence of Zr content on the incipient melting behavior and stress-rupture life of CM247 LC nickel base superalloy [J]. *J. Alloys Compd.*, 2015, 648: 1031
- [52] Bo C Y, Yang Y T, Li X Y, et al. Effect of Nb on welding solidification cracking of 690 nickel alloy surfacing metal [J]. *Weld. Join.*, 2006, (6): 41
(薄春雨, 杨玉亭, 李向阳等. Nb对690镍合金带极堆焊金属结晶裂纹的影响 [J]. 焊接, 2006, (6): 41)
- [53] Bo C Y, Yang Y T, Chou S G, et al. Solidification cracking mechanism of 690 nickel-based alloy surfacing metal [J]. *Trans. China Weld. Inst.*, 2007, 28(10): 69
(薄春雨, 杨玉亭, 丑树国等. 690镍基合金焊接结晶裂纹形成机理分析 [J]. 焊接学报, 2007, 28(10): 69)
- [54] Dupont J N, Robino C V, Marder A R. Modeling solute redistribution and microstructural development in fusion welds of Nb-bearing superalloys [J]. *Acta Mater.*, 1998, 46: 4781
- [55] Fen Z C, Yu E J, Zhu H D, et al. Investigation on the welding liquation cracks in cast Ni-base superalloys [J]. *Trans. China Weld. Inst.*, 1983, 4(2): 79
(冯钟潮, 于尔靖, 朱鸿德等. 铸造镍基合金焊接液化裂纹 [J]. 焊接学报, 1983, 4(2): 79)
- [56] Thompson E G, Genculu S. Microstructural evolution in the HAZ of Inconel 718 and correlation with the hot ductility test [J]. *Weld. J.*, 1983, 62: 337S
- [57] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Liquation of various phases in HAZ during welding of cast Inconel* 738LC [J]. *Mater. Sci. Technol.*, 2004, 20: 1027
- [58] Chen K C, Chen T C, Shiue R K, et al. Liquation cracking in the heat-affected zone of IN738 superalloy weld [J]. *Metals*, 2018, 8: 387
- [59] Ren W J, Lu F G, Yang R J, et al. Liquation cracking in fiber laser welded joints of Inconel 617 [J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2015, 226: 214
- [60] González M A, Martínez D I, Pérez A, et al. Microstructural response to heat affected zone cracking of prewelding heat-treated Inconel 939 superalloy [J]. *Mater. Charact.*, 2011, 62: 1116
- [61] Ojo O A, Zhang H R. Analytical electron microscopy study of Boron-rich grain boundary microconstituent in directionally solidified Rene 80 superalloy [J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2008, 39A: 2799
- [62] Li Q G, Lin X, Wang X H, et al. Research on the cracking control of laser additive repaired K465 superalloy [J]. *Rare Met. Mater. Eng.*, 2017, 46: 955
(李秋歌, 林鑫, 王杏华等. 激光增材修复K465高温合金裂纹控制研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46: 955)
- [63] Baeslack III W A, Nelson D E. Morphology of weld heat-affected zone liquation in cast alloy 718 [J]. *Metallography*, 1986, 19: 371
- [64] Chen W, Chaturvedi M C, Richards N L. Effect of boron segregation at grain boundaries on heat-affected zone cracking in wrought INCONEL 718 [J]. *Metall. Mater. Trans.*, 2001, 32A: 931
- [65] Kelly T J. Elemental effects on cast 718 weldability [J]. *Weld. J.*, 1989, 68: 44
- [66] Thompson R G. Microfissuring of alloy 718 in the weld heat-affected zone [J]. *JOM*, 1988, 40(7): 44
- [67] Haddrill D M, Baker R G. Microcracking in austenitic weld metal [J]. *Brit. Weld. J.*, 1965, 12
- [68] Hemsworth B, Boniszewski T, Eaton N F. Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys [J]. *Met. Constr. Brit. Weld. J.*, 1969, 1: 5
- [69] Nissley N. Intermediate temperature grain boundary embrittlement in Ni-base weld metals [D]. Ohio: The Ohio State University, 2006
- [70] Yamaguchi S, Kobayashi H, Matsumiva T, et al. Effect of minor elements on hot workability of nickel-base superalloys [J]. *Met. Technol.*, 1979, 6: 170
- [71] Noecker II F F, DuPont J N. Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys: Part II [J]. *Weld. J.*, 2009, 88: 62S
- [72] Cao R, Liu G, Chen J H, et al. Formation mechanism and research progress of ductility dip cracking in welding of nickel-based materials [J]. *Weld. Join.*, 2018, (7): 7

- (曹睿, 刘刚, 陈剑虹等. 镍基材料焊接中高温失塑裂纹 DDC 的生成机理及研究进展 [J]. 焊接, 2018, (7): 7)
- [73] Young G A, Capobianco T E, Penik M A, et al. The mechanism of ductility dip cracking in nickel-chromium alloys [J]. Weld. J., 2008, 87: 31S
- [74] Zhang Y C, Nakagawa H, Matsuda F. Weldability of Fe-36%Ni alloy (report VI): Further investigation on mechanism of reheat hot cracking in weld metal (materials, metallurgy & weldability) [J]. Trans. JWRI, 1985, 14(2): 125
- [75] Du Z Y. Material Connection Principle [M]. Beijing: China Machine Press, 2011: 221
(杜则裕. 材料连接原理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2011: 221)
- [76] Kou S. Welding Metallurgy [M]. 2nd Ed., New York: John Wiley & Sons, 2002: 375
- [77] Yin Y, Zhang L L, Li S T, et al. Study on crack of K438 superalloy repair welding joint after heat treatment [J]. Hot Work. Technol., 2017, 46(7): 243
(尹懿, 张丽玲, 李水涛等. K438 高温合金补焊接头热处理裂纹研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(7): 243)
- [78] Xie J L. Microstructures, mechanical properties and defect control of welding joints of Ni-based superalloy for skew plate frame [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019
(谢吉林. 斜支板承力框架用高温合金焊接接头组织、力学性能与缺陷控制研究 [D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2019)
- [79] McKeown D. Re-heat cracking in high nickel alloy heat-affected zone [J]. Weld. J., 1971, 50: 201

(责任编辑:李海兰)