



## 渐进式固溶处理对 316H 不锈钢组织及性能的影响

荆 雪, 辛光瀚, 耿 鑫, 姜周华  
(东北大学冶金学院, 沈阳 110819)

**摘 要:**针对 316H 奥氏体不锈钢中残余铁素体含量 $\leq 1\%$ 与晶粒尺寸大小控制在 4~6 级的要求。基于 Thermo-calc 热力学计算和固溶处理过程中组织性能变化规律研究,提出了渐进式固溶处理方法。热力学计算结果显示,316H 钢形成单一奥氏体组织的固溶温度为 975.5~1 281 °C。固溶实验研究显示,单段固溶处理的实验钢在 1 050、1 100 °C 时,即可满足残余铁素体含量要求,但 1 100 °C 时晶粒大小分布不均匀,混晶现象严重,导致实验钢塑性和韧性增高,但强度明显下降。采用 1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)渐进式固溶处理,在保证铁素体含量和晶粒尺寸满足要求前提下,使得组织均匀性得到明显改善,强韧性高于单段固溶处理样品。

**关键词:**316H 奥氏体不锈钢;  $\delta$ -铁素体; 晶粒尺寸; 渐进式固溶处理; 力学性能

**DOI:**10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00102 **中图分类号:**TG142

## Effect of Progressive Solid Solution Treatment on the Structure and Properties of 316H Stainless Steel

Jing Xue, Xin Guanghan, Geng Xin, Jiang Zhouhua  
(Metallurgical College, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

**Abstract:** Regarding the requirement of residual ferrite content not exceeding 1% and grain size controlled within 4-6 levels in 316H austenitic stainless steel. Based on Thermo calc thermodynamic calculations and research on the changes in microstructure and properties during solid solution treatment, a progressive solid solution treatment method is proposed. The thermodynamic calculation results show that the solid solution temperature range for the formation of a single austenite structure in 316H steel is 975.5 °C-1 281 °C. Solid solution experimental research shows that the experimental steel treated with single stage solid solution can meet the requirements for residual ferrite content at 1 050 °C and 1 100 °C, but the distribution of grain size is uneven and the phenomenon of mixed crystals is severe, leading to an increase in plasticity and toughness of the experimental steel, but the strength is obviously decreased. Adopting a progressive solid solution treatment of 1 000 °C (1 h)+1 100 °C (1 h), while ensuring that the ferrite content and grain size meet the requirements, the uniformity of the structure is significantly improved, and the strength and toughness of the sample are higher than those of single stage solid solution treatment.

**Key Words:** Austenitic Stainless Steel 316H;  $\delta$ -ferrite; Grain Size; Progressive Solid Solution Treatment Method; Mechanical Properties of the Material

316H 奥氏体不锈钢中较高含量的 Cr 和 Mo 为其提供了良好的拉伸综合性能、抗蠕变性能<sup>[1-2]</sup>。此外,316H 不锈钢在高温 Na 环境以及熔盐环境中还表现出优异的耐腐蚀性能<sup>[3-4]</sup>。良好的高温强度和耐蚀性能使其成为第四代核能压力容器和太阳发电高温部件关键候选材料<sup>[5-6]</sup>。

由于其高 Cr, Mo 含量以及相对较高的 C 含量,导致 316H 不锈钢在铸坯凝固的过程中会形成  $\delta$ -铁素体<sup>[7-8]</sup>。Wang 等<sup>[7]</sup>通过对不同  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  试样凝固过程进行研究发现,  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.45$  时凝固模式为初生奥氏体和次生  $\delta$ -铁素体 (AF 模式),  $Cr_{eq}/Ni_{eq}=1.52$  时

凝固模式为初生  $\delta$  铁素体和次生奥氏体 (FA 模式)。证明凝固过程中铁素体形成元素 Cr 和 Mo 的偏析是  $\delta$  铁素体形成的主要原因。

Suutala N 等<sup>[9]</sup>通过对不同  $\delta$ -铁素体含量的奥氏体不锈钢焊缝形貌组织性能进行研究,发现当奥氏体不锈钢用于焊接金属时,过高  $\delta$ -铁素体的存在会增强焊缝热裂纹敏感性,并严重损害其机械性能。除此之外, Sidhom 等<sup>[10]</sup>发现,当 316H 钢用于核反应堆等长期高温 (600 °C 左右) 时,  $\delta$ -铁素体会逐渐分解为  $M_{23}C_6$ , 以及一些金属间相 ( $\sigma$ 、 $\eta$  和  $\chi$ ), 这会导致铁素体和奥氏体之间形成贫铬区, 从而加速了奥氏

**基金项目:** 国家自然科学基金项目 (No. 51974076)

**作者简介:** 荆 雪 (1998—), 女, 硕士; **E-mail:** 1012275937@qq.com; **收稿日期:** 2024-04-22

**通信作者:** 耿 鑫 (1979—), 男, 副教授; **E-mail:** gengx@smm.neu.edu.cn

体晶间腐蚀现象;在此基础上,有研究表明,通过高温长时间的保温退火来实现奥氏体稳定元素和铁素体稳定元素之间的扩散<sup>[7]</sup>。对于铸态 316H 不锈钢的研究中,在控制残余铁素体组织和晶粒大小上,大多数研究采用高温(1 250~1 473 °C)进行长时间热处理的方式消除残余铁素体,但该方式热处理成本巨大<sup>[11-13]</sup>。除此之外,经过高温长时间热处理后,晶粒尺寸变大,导致屈服强度变低,限制了 316H 不锈钢作为结构材料的应用。

为了达到核电用钢对 316H 铁素体含量和晶粒尺寸控制的双重标准,本文对其固溶处理制度中的温度和时间进行交叉调节,确定满足标准的最佳热处理工艺制度。在此基础上,本文对不同热处理制度下样品的力学性能进行检测,结合对其形貌和组织进行分析,确定不同热处理制度对力学性能的影响机制。

## 1 实验方法及材料

### 1.1 实验材料

实验钢采用 30 kg 真空感应炉冶炼,钢锭重为 20 kg,铸锭直径为 100 mm。车削除去氧化皮并切除铸锭头部缩孔后进行锻造,开锻温度为 1 100 °C,终锻温度高于 900 °C,锻造过程中镦粗 1 次,锻造比 >3,锻件直径为  $\phi 55$  mm。锻造后埋砂冷却,实验钢的化学成分见表 1。

表 1 316H 实验钢化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	V	Fe
0.045	0.5	1.4	17.8	11.8	2.6	0.06	0.05	65.74

### 1.2 实验方法

使用 thermo-calc 软件,输入实验钢的具体成分并选取大致温度区间(0~1 500 °C),绘制出各相含量与温度之间的关系图。

锻造后试验钢切取金相、拉伸、冲击试样,使用箱式炉分别在 1 000、1 050、1 100、1 150 °C 进行固溶处理,冷却方式为水冷,具体热处理方式见表 2,金相试样在 8% 高氯酸酒精溶液中,使用加载 20 V 电压,电流最大 2.0 A,电解抛光 30 s。利用 Thermo Scientific™ Apreo™ 2 场发射扫描电镜搭配 C-Nano 对试样进行电子反向散射衍射(EBSD)表征,并采用 AZtecCrysta 软件对数据进行处理。

实验钢的室温拉伸实验,试样标距 30 mm,平行

段长度为 40 mm,实验过程中应变速率为 1 mm/min。每组实验钢进行 3 次平行实验,室温冲击试样为夏比 V 型缺口冲击试样,尺寸为 55 mm×10 mm×5 mm,缺口深度为 2 mm,夹角 45°,底部曲率半径为 0.2 mm,每组平行试样 3 个,测试结果取 3 组平行实验结果的平均值,采用扫描电镜对拉伸、冲击后钢的断口形貌进行观察。

表 2 热处理工艺参数

固溶处理方式	温度/时间
一阶段固溶处理	1 000 °C(2 h)
	1 050 °C(2 h)
	1 100 °C(2 h)
	1 150 °C(2 h)
渐进式固溶处理	1 000 °C(1 h)+1 050 °C(1 h)
	1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)

## 2 实验结果与分析

### 2.1 热力学平衡相图计算

316H 不锈钢在热力学平衡状态下析出相与温度之间的关系如图 1 所示,该图通过 Thermo-calc 软件结合 TCFE13 数据库得出,从图 1 可以看出,高温  $\delta$  铁素体的析出温度主要聚集在 1 281~1 435 °C,而在 975.5~1 281 °C,奥氏体占比为 100%,在 975.5 °C 以下, $M_{23}C_6$ 、 $\sigma$  相, Laves 相以及低温铁素体相逐渐开始析出。而温度为 1 200 °C 时,平均晶粒尺寸已超过 200  $\mu\text{m}$ ,远超尺寸要求,为了控制奥氏体不锈钢的相组成,本实验将固溶处理的温度分别设为 1 000、1 050、1 100、1 150 °C,通过对不同温度和时间进行交叉实验,确定满足核电用钢晶粒大小和铁素体含量双重标准的热处理制度。

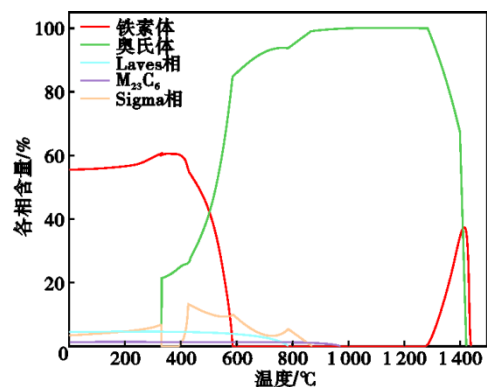


图 1 各相含量与计算温度关系

Fig. 1 Relationship between the content of each phase and the calculated temperature

## 2.2 固溶温度对 316H 组织的影响

试样经不同温度固溶处理后的金相图片如图 2 所示。黑色部分为  $\delta$  铁素体,可以看出,相对于锻态来说经过固溶处理后的实验钢  $\delta$  铁素体含量明显减少,随着固溶温度的升高,微观组织中的  $\delta$  铁素体溶解的含量逐渐增多,由锻态的 2.1% 开始减少。固溶温度为 1 000  $^{\circ}\text{C}$  时,  $\delta$  铁素体含量减少到 1.1%, 1 050  $^{\circ}\text{C}$  时,含量降低到 0.8%,温度升高到 1 150  $^{\circ}\text{C}$  时,  $\delta$  铁素体含量降低到 0.2%。

对固溶前后及不同固溶制度的样品分别进行 EBSD 表征和各相含量统计,相含量统计如图 3 所示,结果表明,原始样中含有奥氏体、残余  $\delta$  铁素体,几乎没有发现  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 、 $\sigma$  相等析出相,经 1 000、1 050、1 100、1 150  $^{\circ}\text{C}$  固溶处理后  $\delta$  铁素体含量降低,奥氏体含量逐渐升高,这是由于在高温下  $\delta$  铁素体发生固态相变,逐渐转化为奥氏体<sup>[13-15]</sup>。

固溶处理前后奥氏体、 $\delta$  铁素体分布情况如图 3 所示,图 3 中白色部分表示奥氏体,红色部分表示  $\delta$  铁素体。可以看出,实验钢在锻态时  $\delta$  铁素体以长条状及团块状等不均匀形态偏聚在奥氏体基体周围。经过固溶处理后,随着固溶处理温度的升高,  $\delta$  铁素体数量开始减少,且形态从条状逐渐断裂为点状,均匀分布在奥氏体的晶界处。当固溶温度升高到 1 100  $^{\circ}\text{C}$ ,  $\delta$  铁素体数量明显降低,晶粒尺寸

长大明显,由图 3(c)可以看出,  $\delta$  铁素体基本分布在小晶粒的晶界处,而大晶粒周围几乎没有  $\delta$  铁素体,这是因为,随着固溶温度的升高,  $\delta$  铁素体与周围的奥氏体之间发生元素扩散,导致  $\delta$  铁素体溶解,使得其对奥氏体的钉扎作用消除,奥氏体晶粒进一步长大,因此,大晶粒周围几乎没有  $\delta$  铁素体的分布,而小晶粒周围由于  $\delta$  铁素体的不充分溶解,钉扎作用依然存在,限制了晶粒的进一步长大。

由图 4 可知,随着固溶温度的升高,奥氏体晶粒尺寸逐渐增大,锻态时晶粒尺寸为 7  $\mu\text{m}$ ,固溶处理后晶粒尺寸从 1 000  $^{\circ}\text{C}$  时的 25.18  $\mu\text{m}$  增长到 1 050  $^{\circ}\text{C}$  时的 30.76  $\mu\text{m}$ ,增长了 22%,增长幅度不明显,固溶温度为 1 100  $^{\circ}\text{C}$  时,晶粒尺寸达到 60.04  $\mu\text{m}$ ,相对于 1 050  $^{\circ}\text{C}$  增长了 95% 以上,固溶温度为 1 150  $^{\circ}\text{C}$  时晶粒尺寸增长为 68.67  $\mu\text{m}$ 。当固溶温度升高到 1 100  $^{\circ}\text{C}$  以上时晶粒尺寸有较为明显的增长,温度过高会导致原子的扩散速度加快,晶粒尺寸增长较快,造成晶粒大小分布不均匀,容易出现 200  $\mu\text{m}$  甚至 300  $\mu\text{m}$  的超大尺寸的晶粒,如图 5(c) 所示。

由 EBSD 统计结果可知,1 000  $^{\circ}\text{C}$  (1 h)+1 050  $^{\circ}\text{C}$  (1 h) 渐进式固溶处理后其  $\delta$  铁素体含量为 0.8%, 1 000  $^{\circ}\text{C}$  (1 h)+1 100  $^{\circ}\text{C}$  (1 h) 渐进式固溶处理后  $\delta$  铁素体含量为 0.6%,整体与一阶段固溶处理含量相差不大。固溶处理过程中  $\delta$  铁素体含量主要与固溶温

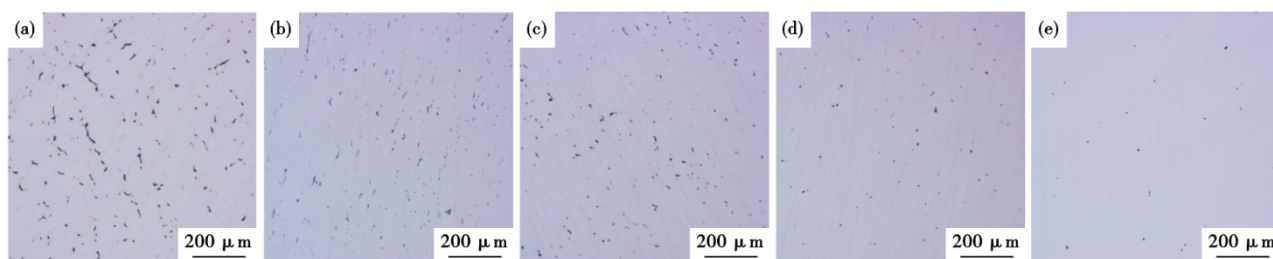


图 2 实验钢经不同温度固溶后的铁素体含量:(a) 锻态,(b) 1 000  $^{\circ}\text{C}$  ,(c) 1 050  $^{\circ}\text{C}$  ,(d) 1 100  $^{\circ}\text{C}$  ,(e) 1 150  $^{\circ}\text{C}$

Fig. 2 Ferrite content of experimental steel after solid solution at different temperatures : (a) forging stage, (b) 1 000  $^{\circ}\text{C}$  , (c) 1 050  $^{\circ}\text{C}$  , (d) 1 100  $^{\circ}\text{C}$  , (e) 1 150  $^{\circ}\text{C}$

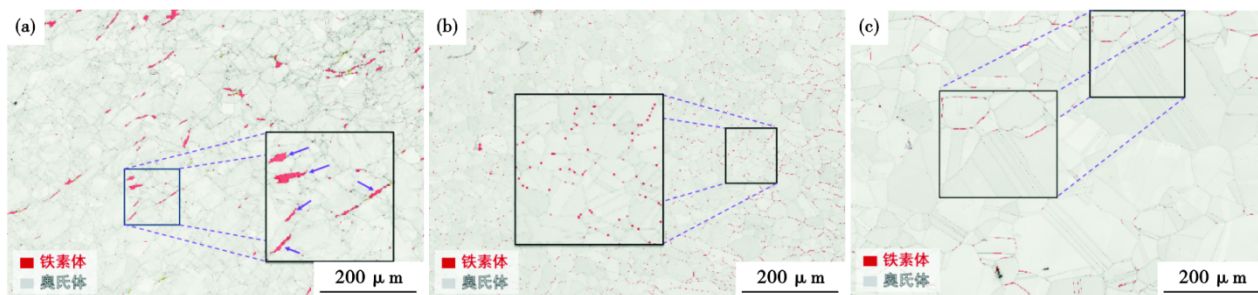


图 3 固溶处理前后的 EBSD 物相分布图:(a) 锻态,(b) 1 000  $^{\circ}\text{C}$  ,(c) 1 100  $^{\circ}\text{C}$

Fig. 3 Phase distribution of EBSD before and after solid solution treatment : (a) forging stage, (b) 1 000  $^{\circ}\text{C}$  , (c) 1 100  $^{\circ}\text{C}$

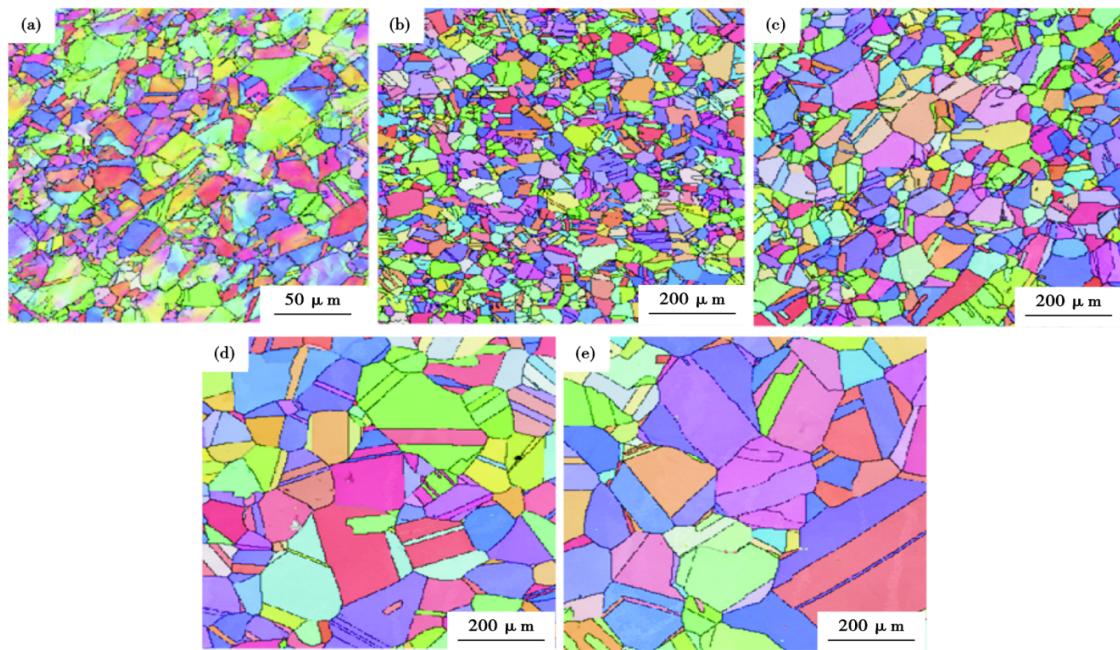


图4 实验钢经不同温度固溶后的晶粒EBSD图:(a)锻态,(b)1 000 °C,(c)1 050 °C,(d)1 100 °C,(e)1 150 °C  
Fig. 4 EBSD diagram of grain size of experimental steel after solid solution at different temperatures : (a) forging stage, (b) 1 000 °C, (c) 1 050 °C, (d) 1 100 °C, (e) 1 150 °C

度有关,提高固溶温度会促进其溶解,渐进式固溶处理虽在较低温度下保温一段时间其最高温度与一阶段一致,因此, $\delta$ 铁素体含量相差不大。

1 000 °C(1 h)+1 050 °C(1 h)及1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)渐进式固溶处理的晶粒图及晶粒尺寸分布如图5(b)(d)所示,对比图5(a)(c)晶粒尺寸图和晶粒尺寸分布图可知,1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)渐进式固溶处理的晶粒尺寸的整体均匀程度高于1 100 °C(2 h)。此外,1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)固溶处理最大的晶粒尺寸范围为220~240  $\mu\text{m}$ ,而1 100 °C(2 h)固溶时其最大晶粒尺寸可达到320~340  $\mu\text{m}$ ,远高于渐进处理。其原因是1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)相对于普通1 100 °C(2 h)固溶处理方式来说在高温下保持的时间相对较短,因此,其平均晶粒尺寸较小,其次用渐进的方式升高到较高的固溶温度,固溶温度为1 000 °C时晶粒较小且尺寸均匀,先在1 000 °C下保温1 h使动力学与热力学达到平衡状态,此时,再升高固溶温度,热力学平衡状态被打破,铁素体与奥氏体的界面发生迁移,原子迁移速度加快,奥氏体晶粒会在原来的基础上发生长大,在较均衡的晶粒尺寸基础上发生长大,长大后的晶粒仍旧会较为均匀,且不容易出现大尺寸晶粒。而1 000 °C(1 h)+1 050 °C(1 h)固溶处理相比于1 050 °C(2 h)来说其晶粒尺寸大小和分布

情况相差不大,可能是因为在1 050 °C温度下晶粒没有经历大幅度的增长,渐进效果不大。

### 2.3 固溶温度对316H钢力学性能的影响

对不同固溶温度处理后316H钢进行拉伸测试,测试结果如图6所示,未经过固溶处理的锻态钢强度较高,屈服强度和抗拉强度分别为439、675 MPa,而延伸率较低仅为45%。经过固溶处理后钢的延伸率明显提升,但屈服强度、抗拉强度出现明显下降,1 000 °C固溶处理后屈服强度降低到了264 MPa,抗拉强度降低到了613 MPa,伸长率提高到了62.2%。并且随着固溶温度的升高,钢的屈服强度和抗拉强度持续下降,伸长率持续提高,强度和伸长率呈现相反的变化趋势。1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)渐进式固溶处理后实验钢的屈服强度、抗拉强度均有提升,达到282、626 MPa,为几组实验中的最大值。伸长率略有提高,为69.8%,仅次于1 150 °C固溶后的伸长率。对实验钢室温拉伸断口进行分析,结果如图7所示,从图7中可以发现,未经过固溶处理和固溶处理之后的实验钢具有典型的韧性断裂特征,断口包含中心纤维区、放射区和剪切唇区。断口有明显颈缩,断面处有大量韧窝形成,放射线明显。在高倍镜下观察发现,未经过固溶处理的锻态实验钢韧窝数量较少且能观察到有裂纹存在,经过固溶处理后的实验钢韧窝数量明

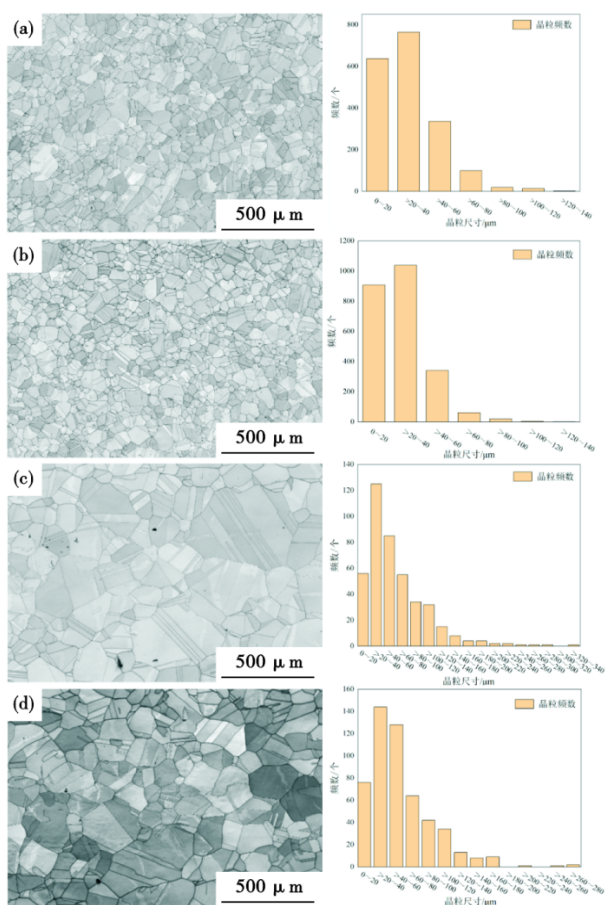


图 5 不同固溶制度晶粒尺寸及晶粒分布图: (a) 1 050 ℃, (b) 1 000 ℃ ~ 1 050 ℃, (c) 1 100 ℃, (d) 1 000 ℃ ~ 1 100 ℃

Fig. 5 Grain Size and Grain Distribution under Different Solid Solution Systems : (a) 1 050 ℃, (b) 1 000 ℃-1 050 ℃, (c) 1 100 ℃, (d) 1 000 ℃-1 100 ℃

显增加,且几乎观察不到裂纹。当固溶温度为 1 000 ℃时,断口微观结构中韧窝细小且浅平,随着温度的升高,韧窝向着大而深的方向发展,这是因

为,当晶粒变大时,位错运动和滑移优先发生在晶界处,随着拉伸变形过程的加剧,在应力的作用下发生孔洞的形核、长大、连结,最终以韧窝的形式反映在断口上。韧窝尺寸越大,则表明金属材料伸长率越高,塑性较好。1 000 ℃(1 h)+1 050 ℃(1 h)与 1 000 ℃(1 h)+1 100 ℃(1 h)渐进处理后的拉伸断口如图 7(f)(g)所示,1 000 ℃(1 h)+1 050 ℃(1 h)与 1 050 ℃(2 h)固溶后的断口形貌相差不大,1 000 ℃(1 h)+1 100 ℃(1 h)可以看出其韧窝大小均匀,与晶粒尺寸分布规律相吻合。

冲击性能测试结果如图 6(c)所示,可以看出,经过固溶处理后实验钢冲击功明显提升,此外当固溶温度从 1 000 ℃升高到 1 050 ℃时,冲击功也有较为明显的提升,从 350 J 增加到了 387 J,增长了 10.6%。但从 1 050 ℃开始升高固溶温度冲击功均为 380 J 左右不再继续增长,1 000 ℃(1 h)+1 050 ℃(1 h)渐进固溶处理的冲击功为 382 J,与传统固溶处理几乎没有差别,而 1 000 ℃(1 h)+1 100 ℃(1 h)渐进固溶处理的冲击功为 399 J,与单阶段 1 100 ℃相比有小幅提升。对实验钢冲击断口进行分析,如图 8 所示,从宏观冲击断口形貌中可以看出,不同固溶处理制度的 316H 钢的冲击断口主要由剪切唇和纤维区组成,属于韧性断裂。观察微观断口形貌可以看出,锻态钢断口处韧窝数量较少且韧窝较浅,1 000 ℃固溶处理断口处韧窝数量明显增加,但韧窝仍旧较为浅平,1 050 ℃固溶处理后韧窝变多变深,可见随着固溶温度的升高韧性逐渐增强。图 8(d)为 1 000 ℃(1 h)+1 100 ℃(1 h)渐进固溶处理的断口,可以观察到韧窝有非常明显的变化,韧窝变得密集且较深,表现出良好的韧性。因此,渐进固溶



图 6 316H 钢不同固溶制度的力学性能: (a) 强度, (b) 伸长率, (c) 冲击功

Fig. 6 Mechanical properties of 316H steel under different solid solution regimes : (a) strength, (b) elongation rate, and (c) impact work

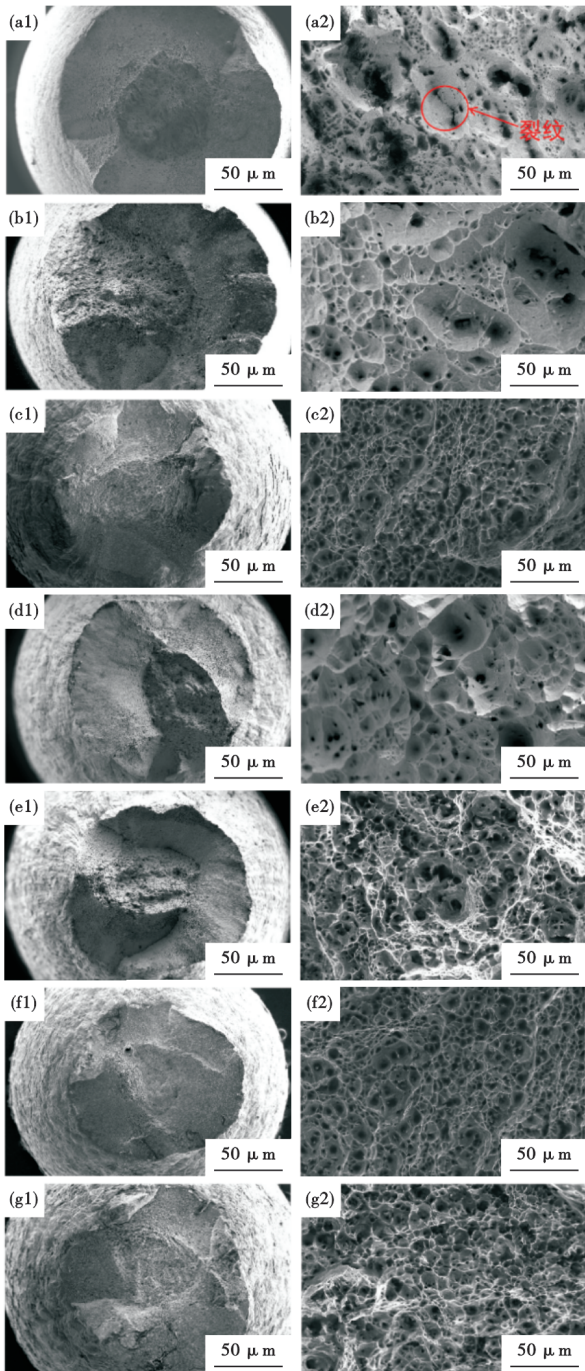


图7 实验钢拉伸断口形貌:(a1 ,a2) 锻态;(b1 ,b2) 1 000 ℃ (2 h);(c1 ,c2) 1 050 ℃ (2 h);(d1 ,d2) 1 100 ℃ (2 h);(e1 ,e2) 1 150 ℃ (2 h);(f1 ,f2) 1 000 ℃ (1 h)+1 050 ℃ (1 h);(g1 ,g2) 1 000 ℃ (1 h) +1 100 ℃ (1 h)

Fig. 7 Morphology of tensile fracture surface of experimental steel : (a1 , a2) forged state ; (b1 , b2) 1 000 ℃ (2 h) ; (c1 , c2) 1 050 ℃ (2 h) ; (d1 , d2) 1 100 ℃ (2 h) ; (e1 , e2) 1 150 ℃ (2 h) ; (f1 , f2) 1 000 ℃ (1 h) +1 050 ℃ (1 h) ; (g1 , g2) 1 000 ℃ (1 h) +1 100 ℃ (1 h)

处理工艺可以有效提升样品的冲击韧性,进而增大样品的冲击功。

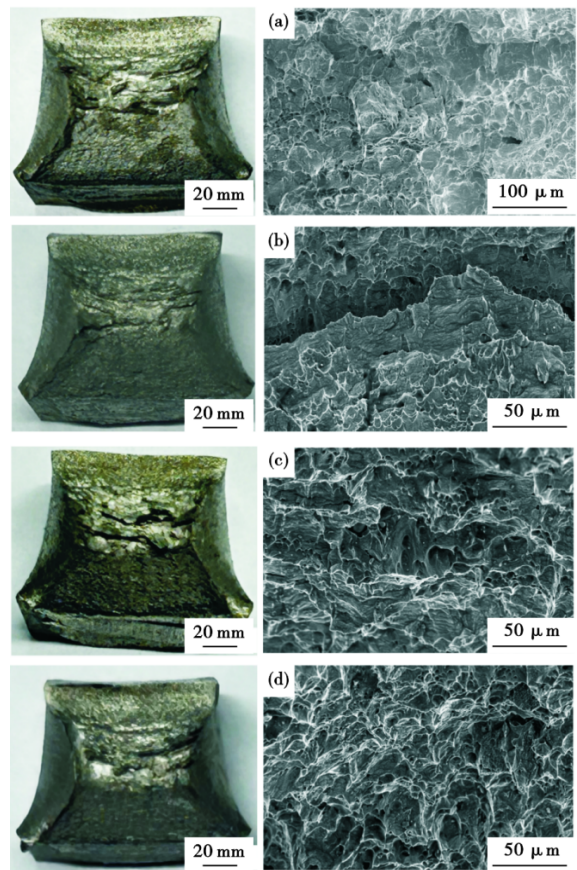


图8 实验钢冲击断口形貌:(a) 锻态,(b) 1 000 ℃,(c) 1 050 ℃,(d) 1 000 ℃+1 100 ℃

Fig. 8 Experimental steel impact fracture morphology : (a) forging stage, (b) 1 000 ℃, (c) 1 050 ℃, (d) 1 000 ℃ +1 100 ℃

对于 316H 钢来说,晶粒尺寸和铁素体含量对其强韧性都有着重要影响,当固溶温度较低时,δ 铁素体的溶解率较小,其均匀分布在奥氏体晶粒周围,起到钉扎作用,此时,晶粒尺寸较小,晶界数量多,有效阻碍位错的运动,从而提高金属的强度。而固溶温度升高后,δ 铁素体溶解量增多,钉扎作用减弱,晶粒尺寸增大,因此,强度降低,伸长率提高。1 000 ℃(1 h)+1 100 ℃(1 h)渐进式固溶处理因为其晶粒尺寸分布均匀,超大尺寸晶粒较少,在承载外部载荷时能够更好地分散应力,减少应力集中现象,从而表现为更高的强度、塑性以及韧性。

### 3 结论

(1)固溶处理可以有效减少锻态 316H 奥氏体不锈钢中的残余 δ 铁素体含量。固溶温度为 1 050 ℃时 δ 铁素体可降低到 1% 以下。温度升高到 1 100 ℃时,铁素体含量进一步降低,但晶粒尺寸不均匀现象严重;固溶处理后 316H 奥氏体不锈钢

的塑性和韧性明显提升,且温度升高,强度降低明显。

(2) 1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)渐进式固溶处理的方式,可以在 $\delta$ 铁素体含量减少的同时,有效降低超大尺寸晶粒的数量,减少晶粒尺寸不均匀现

象;且与同温度单段固溶相比,其强度、塑性和韧性均有所提升。

(3)通过实验研究,1 000 °C(1 h)+1 100 °C(1 h)从残余铁素体含量,晶粒尺寸控制和力学性能方面优于其他热处理制度,为最佳热处理工艺制度。

#### 参考文献

- [1] He S, Shang H, Fernández-Caballero A, et al. The role of grain boundary ferrite evolution and thermal aging on creep cavitation of type 316H austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140859.
- [2] Zhao L, Qi X Y, Xu L Y, et al. Tensile mechanical properties, deformation mechanisms, fatigue behaviour and fatigue life of 316H austenitic stainless steel: Effects of grain size[J]. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2021, 44 (2) : 533-550.
- [3] Li X L, Chang L T, Liu C P, et al. Effect of thermal aging on corrosion behavior of type 316H stainless steel in molten chloride salt [J]. *Corrosion Science*, 2021, 191: 109784.
- [4] L. L. Guo, Q. Liu, H. Q. Yin, T. J. Pan, Z. F. Tang, Excellent corrosion resistance of 316 stainless steel in purified NaCl-MgCl<sub>2</sub> eutectic salt at high temperature, *Corros. Sci.* 166 (2020).
- [5] Dai Y N, Zheng X T, Ding P S. Review on sodium corrosion evolution of nuclear-grade 316 stainless steel for sodium-cooled fast reactor applications[J]. *Nuclear Engineering and Technology*, 2021, 53(11): 3474-3490.
- [6] Sarvghad M, Delkassar Maher S, Collard D, et al. Materials compatibility for the next generation of Concentrated Solar Power plants [J]. *Energy Storage Materials*, 2018, 14: 179-198.
- [7] Wang Q Y, Chen S H, Rong L J.  $\delta$ -ferrite formation and its effect on the mechanical properties of heavy-section AISI 316 stainless steel casting [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, 51(6): 2998-3008.
- [8] 李建民, 庄 迎, 尹 崑. 316H 不锈钢铁素体的形成与控制 [J]. *钢铁*, 2022, 57(11): 123-130.
- [9] Suutala N, Takalo T, Moisio T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1979, 10(4) : 512-514.
- [10] Ben Rhouma A, Amadou T, Sidhom H, et al. Correlation between microstructure and intergranular corrosion behavior of low delta-ferrite content AISI 316 L aged in the range 550 - 700 °C [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 708: 871-886.
- [11] 尹 崑, 梁 伟. 热处理工艺对 316H 不锈钢中厚板力学性能影响研究[J]. *特殊钢*, 2019, 40(1): 60-62.
- [12] 陈胜虎, 王琪玉, 姜海昌, 戎利建.  $\delta$ -铁素体对钠冷快堆用 316KD 奥氏体不锈钢热变形行为和动态再结晶的影响[J], *金属学报*.
- [13] Inoue H, Koseki T. Solidification mechanism of austenitic stainless steels solidified with primary ferrite [J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 430-436.
- [14] Koseki T, Flemings M C. Solidification of undercooled Fe-Cr-Ni alloys: Part II. Microstructural evolution [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(10): 3226-3240.
- [15] Padilha A F, Tavares C F, Martorano M A. Delta ferrite formation in austenitic stainless steel castings[J]. *Materials Science Forum*, 2013, 730-732: 733-738.