

Gleeble 热模拟在 S32750 奥氏体-铁素体双相钢中的热塑性应用研究

王峭兵, 孙文强, 王 曼, 周 珠, 张燕燕

(浙江久立特材科技股份有限公司, 湖州 313000)

摘 要 利用 Gleeble 试验机研究 S32750 双相钢(/% :0. 20C, 25. 50Cr, 7. 05Ni, 3. 50Mo, 0. 28N) 区铸态和固溶态柱状晶和等轴晶区在 1 000 ~ 1 200 °C 的热塑性, 表明得出该钢的延伸率和断面收缩率在 1 100 ~ 1 150 °C 最佳。通过电镜分析, 在 1 000 ~ 1 050 °C S32750 钢呈脆性断裂, 在 1 050 ~ 1 150 °C 呈塑性断裂, 在 1 150 ~ 1 200 °C 为沿晶断裂。S32750 钢 1 000 ~ 1 050 °C 时裂纹沿相界, 1 150 ~ 1 200 °C 时裂纹沿晶界。综合热模拟试验, 确定 S32750 钢的最佳热塑性温度为 1 150 ~ 1 200 °C。

关键词 S32750 双相钢 Gleeble 热模拟 抗拉强度 延伸率 断面收缩率 断口分析

Application of Gleeble Thermal Simulation for Hot Plasticity of S32750 Austenite-Ferrite Duplex Steel

WANG Shaobing, SUN Wenqiang, WANG Man, ZHOU Zhu, ZHANG Yanyan
(Zhejiang Jiuli Hi-Tech Metals Co Ltd, Huzhou 313000)

Abstract The hot plasticity of S32750 dual phase steel (/% :0. 20C, 25. 50Cr, 7. 05Ni, 3. 50Mo, 0. 28N) casting and solid-solution condition columnar zone and equiaxed zone at 1 000 ~ 1 200 °C is studied by Gleeble thermal. The results obtained elongation and reduction of area of the steel at 1 100 ~ 1 150 °C are best. With the analyzed by SEM, the S32750 steel is brittle fracture at 1 000 ~ 1 050 °C, tough fracture at 1 050 ~ 1 150 °C and intergranular failure at 1 150 ~ 1 200 °C. And the crack of S32750 steel is along interphase at 1 000 ~ 1 050 °C, and along intergranular boundary at 1 150 ~ 1 200 °C. The optimum thermoplastic temperature of S32750 steel is determined to be 1 150 ~ 1 200 °C by integrating the thermal simulation test.

Material Index S32750 Duplex Stainless Steel, Gleeble Thermal Simulation, Tensile Strength, Elongation, Reduction of Area, Fracture Analysis

双相不锈钢将奥氏体不锈钢具有的优良韧性和焊接性与铁素体不锈钢具有的较高强度和耐氯化物应力腐蚀性能结合在一起, 使双相不锈钢兼有铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢的优点, 正是这些优越的性能使双相不锈钢作为结构材料发展十分迅速。

双相不锈钢由于铁素体和奥氏体两相的存在, 铁素体和奥氏体晶体结构的不同使得热加工难度加大, 轧制时易出现开裂的现象^[1-6]。借用 Gleeble 热模拟热动态试验机对 S32750 超级双相钢连铸坯不同组织状态下的热塑性进行研究, 确定 S32750 钢最优的热加工工艺。

1 试验材料及研究方法

试验 S32750 钢(表 1)连铸方坯断面为

200 mm × 200 mm, 利用能谱仪(EDS)对连铸坯的铸态组织进行分析^[7], 确定析出相的类别和成分。后续针对连铸坯的柱状晶区和等轴晶区区域, 利用线切割技术从连铸坯柱状晶区和等轴晶区截取试样, 试样的规格为 Φ10 mm 长度为 120 mm 的圆棒, 试样的截取方向为铸造方向, 试样分为铸态和固溶态, 其中固溶态为 1 100 °C 1 h 水冷。选用 Gleeble 3500 热模拟机^[8-12], 用铜夹具夹试样, 分别在 1 000, 1 050, 1 100, 1 150 和 1 200 °C 的真空条件下进行了高温拉伸塑性试验, 样品升温速度 10 °C/s, 升温 3 s 后开始加载拉伸, 拉伸速率为 1 mm/s。每组数据代表由 3 个样品所测得的平均值。具体的 Gleeble 3500 热模拟试样加工见图 1。

表 1 S32750 超级双相不锈钢的标准要求和试验钢成分 /%

Table 1 Standard requirements and test steel composition of S32750 super duplex stainless steel /%

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
标准	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.020	24.00 ~ 26.00	6.00 ~ 8.00	3.00 ~ 5.00	0.24 ~ 0.32
试验钢	0.020	0.45	0.80	0.020	0.005	25.50	7.05	3.50	0.28

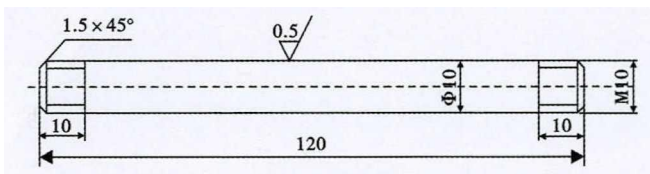


图 1 Gleeble 3500 热模拟试样图

Fig. 1 Figure of Gleeble 3500 thermal simulating sample

表 2 S32750 双相钢连铸坯各区域组织占比/%

Table 2 Proportion of regional microstructure of S32750 dual phase steel continuous casting bloom/%

铸坯断面	组织	平均组织测量 厚度/mm	各种组织面 积占比/%
200 mm × 200 mm	细晶区	6	6
	柱状晶	29	29
	等轴晶	65	65

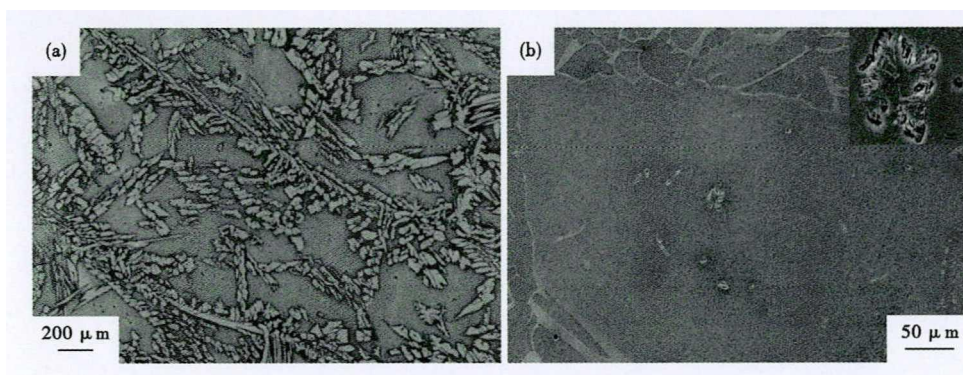


图 2 S32750 双相钢的铸坯组织:(a)50X,(b)200X

Fig. 2 Cast bloom micrograph of S32750 dual phase steel:(a)50X,(b)200X

其中样品名称:AC-铸态,ST-固溶态,E-等轴晶区,C-柱状晶区。

2 试验结果及讨论

2.1 连铸坯铸态组织分析

表 2 可见,其低倍组织从外到内是由细晶区到柱状晶区再到等轴晶区分布的,利用直尺进行初步的测量,表层分布的细晶区厚度在 5 ~ 6 mm,中间的柱状晶区域厚度在 29 ~ 30 mm,中心部位的等轴晶区域厚度在 65 mm。

图 2(a)中 S32750 钢铸锭组织主要由针状魏氏体和片层鱼鳞状奥氏体组织所组成,二者总体形貌较为相似,片层鱼鳞状晶粒较多。通过图 2(b)的微观组织则出现了大量 0.1 ~ 30 μm 尺寸的析出物,占总体积分数 1% ~ 2%,主要分布于铁素体内以及铁素体与铁素体、铁素体与奥氏体晶界区域。能谱仪(EDS)分析表明,析出物中的 Cr、Mo 和 C 含量明显高于基体,最高 Cr 含量达 40% 以上。

2.2 力学性能

S32750 双相钢不同区域和状态下的高温力学

性能变化见图 3,图 4。

由图 3 可见,随着温度的不断提高,S32750 双相不锈钢高温下的抗拉强度有着明显的降低。从组织状态来说,S32750 双相钢铸态组织在 1 000 ~ 1 150 °C,柱状晶区的抗拉强度下降速率要低于等轴晶区,而在 1 150 ~ 1 200 °C,等轴晶区的抗拉强度基本没有变化,而柱状晶区的抗拉强度降低;S32750 双相钢在 1 000 ~ 1 200 °C,柱状晶区和等轴晶区的抗拉强度都随之下降,其下降速率基本保持一致。从组织区域来说,S32750 双相钢的等轴晶区在 1 000 ~ 1 150 °C 下降速率基本保持一致,而在 1 150 ~ 1 200 °C,铸态等轴晶区的抗拉强度基本不变,固溶态的等轴晶区抗拉强度仍然呈现下降的趋势;S32750 双相钢的柱状晶区不管是铸态还是固溶态,其抗拉强度都呈现下降的趋势,并且其下降趋势基本保持一致。

综合 S32750 双相钢的组织状态和抗拉强度数据,抗拉强度的最大值基本在铸态等轴区,固溶处理后材料强度有所下降。特别是在 1 150 °C 铸态等轴晶区的强度出现了拐点变化。

S32750 双相不锈钢在不同温度(1 000 ~ 1 200 °C)下的热拉伸延伸率和热拉伸断面收缩率分别如图 4(a)、(b)所示,对比图 4 中的断面收缩率与延伸率变化曲线其规律基本呈现一致。S32750

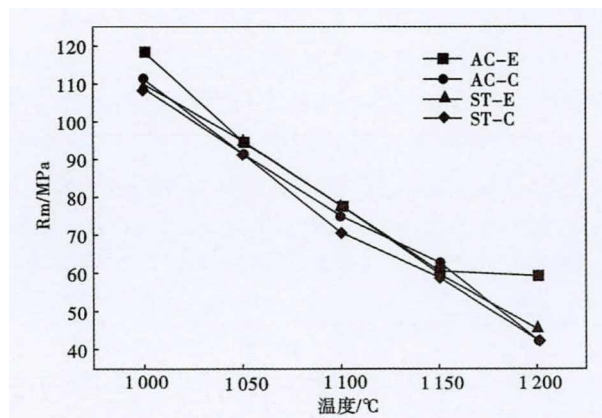


图 3 S32750 钢 1 000 ~ 1 200 °C 的高温抗拉强度:AC-铸态,ST-固溶态,E-等轴晶区,C-柱状晶区

Fig. 3 High temperature tensile strength of S32750 steel at 1 000 ~ 1 200 °C: AC-cast status, ST-solid solution condition, E-equiaxed zone, C-columnar zone

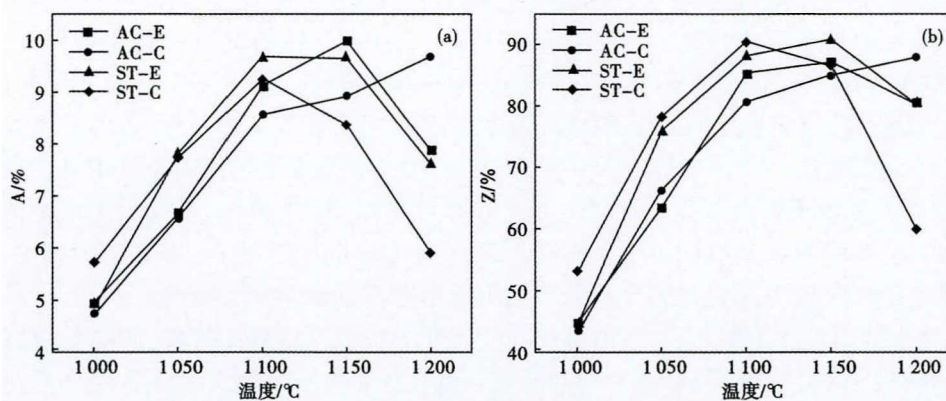


图 4 S32750 钢 1 000 ~ 1 200 °C 的延伸率(a)和断面收缩率(b)

Fig. 4 Elongation (a) and reduction of area (b) of S32750 steel at 1 000 ~ 1 200 °C

钢的塑性呈先上升后降低的趋势,在1 000 ~ 1 150 °C, S32750 钢的高温塑性呈现增加的趋势,而在1 150 ~ 1 200 °C, S32750 钢的高温塑性呈现下降的趋势,在1 150 °C热塑性出现了拐点,与抗拉强度的数据分析基本一致。另外通过对比铸态和固溶态的热塑性指标参数,通过固溶处理能有效改善高温塑性。

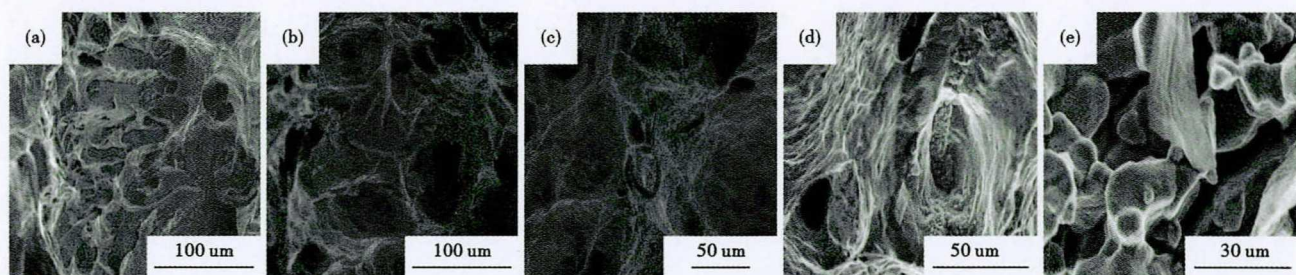


图 5 S32750 双相钢柱状晶区域铸态组织在(a)1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C和(e)1 200 °C拉伸断口形貌
 Fig. 5 Fracture morphology of S32750 dual phase steel casting structure in columnar zone tensioning at (a)1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C and (e)1 200 °C

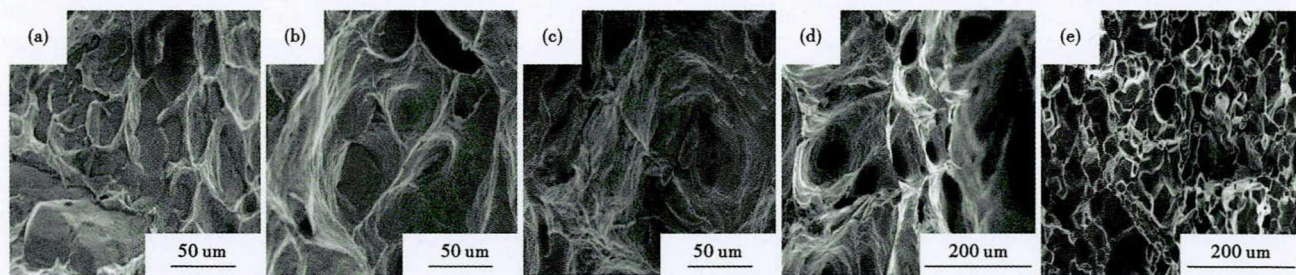


图 6 S32750 双相钢柱状晶区域固溶态组织在(a)1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C和(e)1 200 °C拉伸断口形貌
 Fig. 6 Fracture morphology of S32750 dual phase steel solid-solution condition structure in columnar zone tensioning at (a) 1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C and (e)1 200 °C

综合抗拉强度、延伸率和断面收缩率的变化曲线, S32750 双相钢其最佳的设定热加工范围在 1 100 ~ 1 150 °C。

2.3 断口机理分析

图 5(a)为 1 000 °C 温度下的断口形貌,其高温拉伸后的断裂是典型的脆性断裂,断口较为平整,断口附近的截面在厚度上的收缩很小,基本上没有什么变化。图 5(b) ~ 图 5(d)的高温拉伸后的断裂是典型的韧性断裂,有明显的韧窝存在,随着拉伸温度从 1 050 °C 到 1 150 °C,其韧窝的直径不断减小,并

且在韧窝中存在着各种形貌的夹杂物。图 5(e)为 1 200 °C 温度下的断口形貌,断口处的断裂为沿晶断裂形貌,通过扫描电镜(SEM)可以观察到一颗颗晶粒的存在,在高温下晶界强度下降,裂纹萌生后会沿晶界长大,最终失效断裂。

图 6(a)为 1 000 °C 温度下的断口形貌,其断口呈现典型的脆性断裂,断口处出现了铁素体和奥氏体两相剥离现象,从 SEM 图像上可清晰看到两相界面;图 6(b) ~ 图 6(d)为 1 050 ~ 1 150 °C 高温拉伸后的材料呈现为经典塑性断口形貌,和铸态的高温

拉伸断口形貌一样,其断裂后的韧窝直径随温度上升而尺寸下降;图 6(e)为 1 200 °C 温度下的断口形貌,断口平整,断口附近没有塑性变形、毛刺及台阶形貌,其断口的表现形式为沿晶断裂,断口的 SEM 显示,其断裂处呈现明显的晶粒脱落现象。

综合柱状晶区铸态和固溶态的断口形貌电镜分析,在 1 000 ~ 1 050 °C, S32750 双相钢的断口呈明显的脆性断裂,在 1 050 ~ 1 150 °C 材料呈现为经典塑性断口形貌,韧窝直径随温度上升而尺寸下降,在 1 150 ~ 1 200 °C,断口为沿晶断裂形貌,可观察到一颗颗晶粒的存在,在高温下,晶界强度下降,裂纹萌生后会沿晶界长大造成断裂现象。

2.4 断口剖面断裂机理分析

图 7 为 S32750 钢铸态柱状晶区样品断裂解理

金相照片,在不同的高温拉伸下,其断口处的裂纹形貌也有所不同。图 7(a)处的裂纹形貌撕裂严重,沿着中心处有一条严重的主裂纹,裂纹断口不平整;裂纹处的基体组织为铁素体 + 奥氏体,奥氏体在基体中分布不均匀,有部分基体组织为全铁素体。图 7(b)相比较于图 7(a)裂纹形貌,没有出现严重的主裂纹,只是在中心纵向上出现了一条较深的裂纹,在裂纹处附近出现了局部空洞的现象。图 7(c)处的裂纹在断裂处出现多批量的小裂纹,裂纹深度进一步减轻,并且在基体内部的裂纹空洞增多,主要是空洞没有扩展到外表面,其塑形有所增高。图 7(d、e)处的形貌处裂纹明显减少,只是在基体组织处有个别的小空洞缺陷,基体中的铁素体和奥氏体分布均匀,奥氏体沿着纵向有延伸的现象。

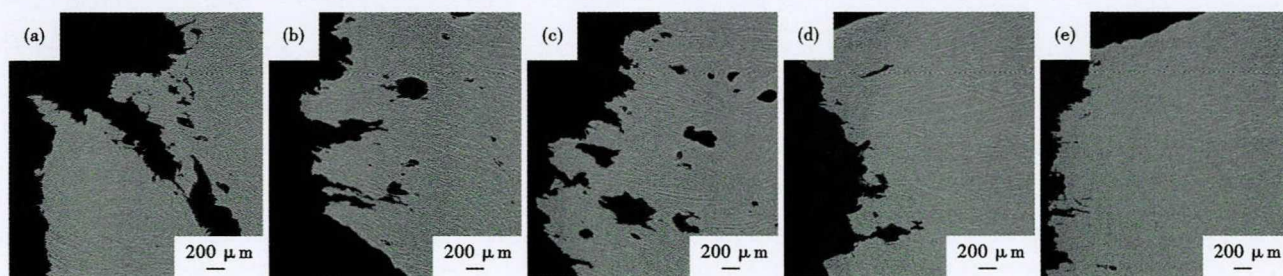


图 7 S32750 钢铸态柱状晶区在(a)1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C 和 (e)1 200 °C 拉伸断口金相照片
Fig. 7 Metallographic photo of fracture of S32750 steel casting status columnar zone tensile at (a) 1 000 °C, (b) 1 050 °C, (c) 1 100 °C, (d) 1 150 °C and (e) 1 200 °C

图 8 表示 S32750 钢固溶态柱状晶区样品断裂解理金相照片。图 8(a)处的裂纹形貌撕裂严重,出现了大量的裂纹和小空洞,裂纹断口不平整,裂纹深度也各不相同;裂纹处的奥氏体晶粒大小不同,并且沿着不同的流向。图 8(b)相比较于图 8(a)裂纹形貌,裂纹和空洞的数量有所减少,但是仍然存在不少,基体中的奥氏体组织分布较为均匀。图 8(c)处裂纹和空洞进一步减少,其塑形相比较图 8(a、b)有所增高。图 8(d、e)断裂处基本上没有发现裂纹,只

是在基体组织处有个别的小空洞缺陷,基体中的铁素体和奥氏体分布均匀。

综合图 7 和图 8 可以看出,断口处由于变形量较大,晶粒呈现长条状,铸造态断口剖面中孔洞尺寸较固溶态要大;从剖面中可观察到长条状裂纹沿晶界相界延伸,也可知双相不锈钢裂纹主要萌生在两相界上,但不同温度下,微裂纹萌生后的长大机制有所不同,低温(1 000 °C)时沿相界,高温(1 200 °C)时沿晶界;在高温(1 150 ~ 1 200 °C)下,断口处材料

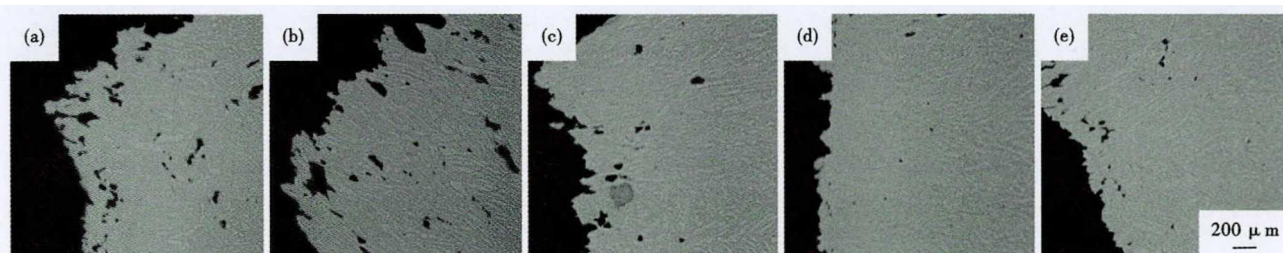


图 8 S32750 钢固溶态柱状晶区在(a)1 000 °C, (b)1 050 °C, (c)1 100 °C, (d)1 150 °C 和 (e)1 200 °C 拉伸断口金相照片
Fig. 8 Metallographic photo of fracture of S32750 steel solid-solution condition columnar zone tensile at (a) 1 000 °C, (b) 1 050 °C, (c) 1 100 °C, (d) 1 150 °C and (e) 1 200 °C

容易发生动态回复和再结晶,促成了大量细小晶粒的形成,另外,也很可能发生了形变诱导的相变行为。

3 实际工艺控制

(1)200 mm × 200mm 的连铸方坯,在燃气炉进行加热时,预热段的温度控制在 1 000 ~ 1 100 °C,加热一段的温度控制在 1 100 ~ 1 150 °C,加热二段的温度控制在 1 150 ~ 1 200 °C,考虑到连铸坯出炉到开坯过程的温降问题,均热段的温度控制在 1 150 ~ 1 200 °C,并且加热二段和均热段的保温时间需要控制在 1 ~ 2 h,避免时间过长造成的晶粒粗大,晶间结合力降低;时间过短受热不均匀,进而造成热轧开裂。

(2)为了防止 S32750 双相钢加热过程中出现氧化反应,加热炉内的气氛控制为还原性气氛。

(3)实际热轧生产中,采用开坯机和小压下量,将 200 mm × 200 mm 的方坯加工成 100 mm × 100 mm 断面小方坯,在线进行电感应加热,补偿开坯过程中的温降,并且热轧过程中进行关水轧制。

(4)连铸坯在粗轧过程中延伸系数控制在 1.4 ~ 1.5,中轧延伸系数控制在 1.2 ~ 1.4,终轧的延伸系数控制在 1.05 ~ 1.20。

综合热模拟的试验结果,在实际生产中合理控制轧制温度、轧制速度、轧制温降,最终使热轧 S32750 双相钢 Φ65 mm 棒材的合格率达到 80%。

4 试验结果与分析

(1)S32750 钢铸锭组织主要由针状魏氏体和片层鱼鳞状奥氏体组织所组成,二者总体形貌较为相似,片层鱼鳞状晶粒较多。基体组织内出现了大量 0.1 ~ 30 μm 尺寸的析出物,析出物中的 Cr、Mo 和 C

含量明显高于基体,Cr 含量可高达 40% 以上。

(2)S32750 双相钢的组织区域无论是铸态还是固溶态,利用 Gleeble3500 试验机进行力学性能的检测,室温下的抗拉强度都呈现下降的趋势,且其下降趋势基本保持一致。而在 1 150 °C 铸态等轴晶区的抗拉强度出现了拐点变化。而延伸率和断面收缩率在 1 100 ~ 1 150 °C 呈现最佳热塑性。

(3)通过对柱状晶区铸态和固溶态的断口形貌电镜分析,在 1 000 ~ 1 050 °C, S32750 双相钢的断口呈脆性断裂;在 1 050 ~ 1 150 °C,材料呈现为经典塑性断口形貌,韧窝直径随温度上升而尺寸下降;在 1 150 ~ 1 200 °C,断口为沿晶断裂形貌,可观察到晶粒的存在,在高温下,晶界强度下降,裂纹会沿晶界长大造成断裂。

(4)对 S32750 双相钢不同温度下的断口纵向分析,从剖面中可观察到长条状裂纹沿晶界、相界延伸,也可知双相不锈钢裂纹主要萌生在两相界上,但不同温度下,微裂纹萌生后的长大机制有所不同,1 000 ~ 1 050 °C 时裂纹沿相界扩展,1 150 ~ 1 200 °C 时裂纹沿晶界扩展。

5 结语

借用 Gleeble3500 热模拟试验机研究了 S32750 双相钢在 1 000 ~ 1 200 °C 下的显微组织和热塑性。获得最佳生产工艺参数,连铸坯的均热段加热温度在 1 150 ~ 1 200 °C,1 ~ 2 h。优化的轧制延伸系数在 1.05 ~ 1.40。S32750 双相钢棒材的合格率达到 80%。

参考文献

- [1] 张国信,李双权. 双相不锈钢的性能及其在石化行业的应用[J]. 焊接与材料,2007,28(4):55-59.
- [2] 舒先进,张淑琴,宋志刚. 022Cr23Ni5Mo3N 双相不锈钢热加工性能的试验研究[J]. 钢管,2004,33(6):15-19.
- [3] 王晓峰,陈庆伟,毕洪运,等. 影响双相不锈钢热塑性的诸因素讨论[J]. 上海金属,2007,29(6):37-41.
- [4] 秦雪妮,潘大钢,宋洪伟,等. 2205 双相不锈钢高温变形行为及微观组织的研究[J]. 热加工工艺,2014,41(10):96-99.
- [5] 吴 玖. 双相不锈钢[M]. 北京:冶金工业出版社,1999.
- [6] 陆世英. 超级不锈钢和高镍耐蚀合金[M]. 北京:化学工业出版社,2012.
- [7] 李 燕,胡坤大,杜忠泽,仇圣桃,等. 2205 双相不锈钢连铸坯的高温力学性能研究[J]. 热加工工艺,2012,41(2):78-81.
- [8] 卜华全,任明皓,姜 恒. Gleeble 试验中再热裂纹敏感性评价方法探讨[J]. 压力容器,2019,(11):1-5.
- [9] 王海峰,白 刚,曹燕光. 轧制工艺对 20CrMnTiH 钢带状组织影响的热模拟和生产实践[J]. 山西冶金,2018,(1):22-25.
- [10] 杨澍,张玉祥,何 亮. Gleeble 热/力模拟技术在钢铁研究中的典型应用[J]. 材料开发与应用,2015,(5):87-91.
- [11] 王 浩,鞠大闯. 基于 Gleeble 热模拟机的 GH2674 合金变形行为研究[J]. 铸造技术 2013,(8):972-973.
- [12] 田 伟,郑明月,李红斌,等. Gleeble3500 热模拟试验构建本构方程的研究[J]. 轧钢 2013,(6):9-14.

王哨兵(1989-),男,硕士(2016 内蒙古工业大学),工程师,2013 年安徽工业大学(本科)毕业,不锈钢及镍基合金研究。E-mail:shaobingW@126.com

收稿日期:2021-11-04