

600~1 200 °C高 Nb、Ti 微合金钢 高温热塑性研究

梁文^{1,2} 胡俊¹ 刘文艳¹

(1. 宝钢股份中央研究院武汉分院, 湖北 武汉 430080; 2. 武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 湖北 武汉 430081)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜、透射电镜以及显微硬度仪对高 Nb、Ti 微合金钢的高温热塑性拉伸试样进行检测。结果显示, 高 Nb、Ti 微合金钢在 600~1 200 °C 的断面收缩率呈“V”形; 在 800 °C 时断面收缩率最小, 在 1 200 °C 断面收缩率达到最大值。其第Ⅲ脆性区间为 680~910 °C, 脆化的主要原因是大尺寸碳氮化物和先共析铁素体在晶界析出, 弱化了晶界结合力, 为裂纹的产生和扩展提供了条件。而试样中普遍存在的微米级 TiN 颗粒, 是造成高 Nb、Ti 微合金钢断面收缩率整体偏低的主要原因。提高应变速率, 缩短先共析铁素体析出和 TiN 颗粒长大的时间, 减弱拉伸过程中的应力集中, 可改善试样在第Ⅲ脆性区间的高温热塑性。

关键词: 高 Nb、Ti 微合金钢; 高温热塑性; 碳氮化物; 先共析铁素体; 应变速率

中图分类号: TF777 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2019) 03-0124-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2019.03.022

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on the Hot Ductility of High Nb and Ti Micro-alloyed Steel

Liang Wen^{1,2}, Hu Jun², Liu Wenyan²

(1. Wuhan Branch of Baosteel Central Research Institute, Wuhan 430080, Hubei, China; 2. Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, Hubei, China)

Abstract: The hot ductility of high Nb and Ti micro-alloyed steel had been investigated through the high temperature tensile test and optical microscopy, scanning electron microscopy, transmission electron microscopy and micro-hardness tester. The results show that the relationship between the rate of reduction in area and the temperature range from 600~1 200 °C was V-shape for the high Nb and Ti micro-alloyed steel. The rate of reduction in area was the lowest at 800 °C while that was the highest at 1 200 °C. The third brittle zone for the high Nb and Ti micro-alloyed steel was 680~910 °C. The main reason for the embrittlement was the large-size carbonitrides and pro-eutectoid ferrite precipitated at the grain boundaries which weakened the grain boundary bonding force and provided conditions for crack generation and expansion. The micron-sized TiN particles in the sample were the main reason for the low rate of reduction in area of the high Nb and Ti micro-alloyed steel. The hot ductility at the third brittle zone can be improved by increasing the strain rate, shortening the time for the precipitation of pro-eutectoid ferrite and the growth of TiN particles and weakening the stress concentration during the tensile test.

Key words: high Nb and Ti micro-alloyed steel, high temperature plasticity, carbonitride, pro-eutectoid ferrite, strain rate

收稿日期: 2019-01-25

基金项目: 国家自然科学基金(No.51771139)。

作者简介: 梁文(1982—), 男, 湖南娄底人, 博士, 工程师, 主要从事高强度热轧汽车用钢的研发, E-mail: 15972996369@

163.com。

0 引言

微合金钢是在普碳钢的基础上添加微合金元素,如 Nb、V、Ti 等,这些合金元素的碳氮化物可用于调节形变奥氏体的再结晶行为和阻止晶粒长大,间接起到细化晶粒的作用,并对基体产生沉淀强化,从而提高钢材的强度和韧性。微合金钢广泛应用于桥梁、建筑、船舶、管线、汽车、高压容器等,具有广阔的应用前景,是现代钢铁工业中的主力产品^[1-2]。

但微合金钢在生产中存在许多难题,如强度波动、铸坯角裂等^[2-3]。近年来随着高强度微合金钢应用范围扩大,强度增加,钢中 Nb、Ti 含量也越来越高,进一步恶化了铸坯的热塑性,导致铸坯在热轧过

程中发生开裂现象^[4],裂纹甚至贯穿中间坯上下板面,严重影响了生产顺行。

高 Nb、Ti 微合金钢铸坯受到的拉伸应变和其固有的热脆性是产生开裂缺陷的两大因素,其中铸坯所受的拉伸应变属于外因,即设备与工艺因素;而铸坯的热脆性属于内因,即钢种凝固特性及组织相变因素。通常,裂纹的形成是内外因共同作用的结果,但往往其中某一因素会起主导作用^[5]。因此有必要对高 Nb、Ti 含量钢的热塑性,特别是第 III 脆性区间的热塑性进行研究,用于连铸工艺指导。

1 试验材料及方法

试验用原料为某钢厂提供的高 Nb、Ti 微合金钢铸坯,具体化学成分见表 1。

表 1 试验钢的化学成分
Table 1 The chemical compositions of the steel

C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	N	Als
0.056	0.02	1.36	0.010	0.0042	0.023	0.108	0.0050	0.034

在铸坯上取样,加工成 $\varnothing 10\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 的标准圆柱形拉伸试样,试样两端加工成 M10 普通螺纹。试验设备采用美国 DSI Gleeble-2000 试验机,热模拟过程在真空环境中进行。具体方案为:对试样升温,升温速度 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,峰值温度 $1\ 300\text{ }^{\circ}\text{C}$,保温 3 min ;然后降温至拉伸温度下保温 1 min ,降温速度 $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 。在 $600\sim 1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$,每 $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行一次高温拉伸;应变速率为 $10^{-3}/\text{s}$,以模拟铸坯矫直段工艺;拉断后采取喷水冷却,以研究温度对高温热塑性的影响。然后在 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,以不同的应变速率(分别为 $10^{-2}/\text{s}$ 、 $5 \times 10^{-2}/\text{s}$ 、 $5 \times 10^{-3}/\text{s}$)各进行一次拉伸,以研究应变速率对高温热塑性的影响。

测定试验钢在拉伸过程中的最大抗拉强度、断裂后的断面收缩率,描绘强度曲线及热塑性曲线。采用线切割将断裂试样剖开,制取金相试样,使用 4% 硝酸酒精溶液对样品进行腐蚀,并采用碳萃取复型方法对金相试样进行处理;采用 LEICA DM6000 金相显微镜和 FEI Quanta 400 扫描电镜、带能谱仪的 JEM-2100F 透射电镜以及 Mituyoto AAV-502 全自动显微硬度仪对试验钢断口或截面进行观察和检测,确定组织、硬度、断口形貌及第二相析出,以研究试验钢断裂机理。

2 试验结果

2.1 热塑性曲线与强度曲线

断面收缩率是连铸坯试样在热拉伸试验断裂之后,断口缩小的面积占原面积的百分数,它是衡量铸坯塑性变形能力大小的重要指标。断面收缩率值越大,说明铸坯受外力作用不易产生裂纹的性能越好^[2]。由图 1 可知,在 $600\sim 1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,试验钢的热塑性呈 V 字形变化,且在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时断面收缩率最小,仅为 24.9%; $1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 断面收缩率最大,为 77.5%。Mintz^[6] 等人研究微合金钢连铸坯表面裂纹与钢的断面收缩率之间的关系时发现,断面收缩率 $< 40\%$ 时,铸坯在应力集中时容易产生裂纹。若以断面收缩率 $\geq 40\%$ 作为铸坯开裂的标准,则本试验钢第 III 脆性区间为 $680\sim 910\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

高温强度能够反应试验钢抵抗裂纹源产生和扩展的能力。由图 1 还可知,随着温度的增加,试验钢的强度呈下降趋势。当拉伸温度升至 $1\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,抗拉强度已降至 32 MPa 。

图 2 是 $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下,微合金钢在不同应变速率下的高温热塑性及强度。由图 2 可知,抗拉强度随应变速率的变化趋势与断面收缩率类似,即随着应变速率的增大而增大。当应变速率由 $10^{-3}/\text{s}$ 提高至

$10^{-2}/s$ 时,断面收缩率和强度均得到极大改善,断面收缩率由 32.1% 增至 60.9%,抗拉强度由 201 MPa 增至 407 MPa;再增加应变速率,断面收缩率和强度的变化不大。

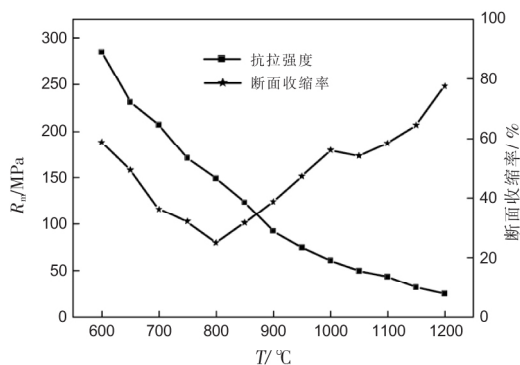


图1 强度和断面收缩率与温度的关系

Fig.1 Relationship between the tensile strength and the rate of reduction in area and the temperature

由前述结果可知,高 Nb、Ti 微合金钢的高温热塑性较差。增加应变速率,可大大改善其第Ⅲ脆性区间的高温热塑性。

2.2 断口形貌

图3 是不同温度下拉伸试样断口的微观形貌。由图3 可知 650 °C 下,试样断口存在大量韧窝,表明该温度下试样为韧性断裂(图 3a);随温度升高,塑性

变形区所占比例降低,且韧窝逐渐减少、变浅,断口表面变光滑。到 800 °C 时,试样断口呈冰糖状(图 3b),呈现出规整的晶粒形貌,说明在 650~800 °C 温度区间,试样的断裂方式由韧性断裂转变为脆性断裂;而当温度提高至 1100 °C 时,断口又逐渐呈现出韧窝形貌,且韧窝大而深(图 3c);1200 °C 时,断口呈现出液膜状态(图 3d)。结合 1200 °C 良好的断面收缩率,断口的韧窝可能被熔融钢液所覆盖。这是因为 P、S 等杂质元素容易在晶界偏析,使得晶界熔点降低,在 1300 °C 保温时发生融化现象,在 1200 °C 下进行拉伸时产生断裂,从而使断口呈平滑形貌^[7]。断口形貌与断面收缩率具有良好的对应关系。

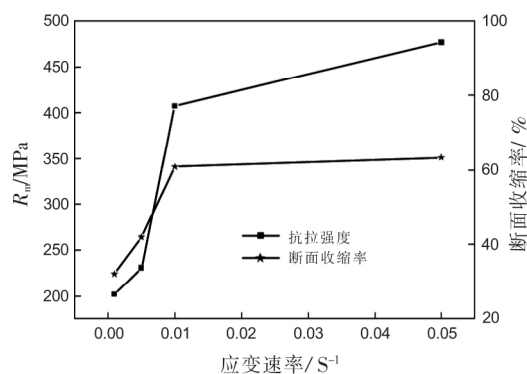
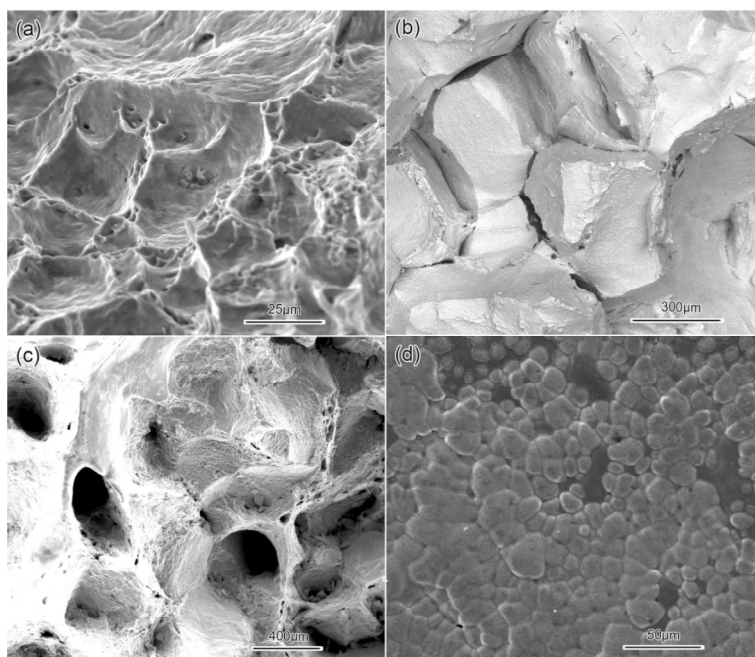


图2 抗拉强度和断面收缩率与应变速度的关系

Fig.2 Relationship between the tensile strength and rate of reduction in area and the strain rate



(a) 650 °C; (b) 800 °C; (c) 1100 °C; (d) 1200 °C

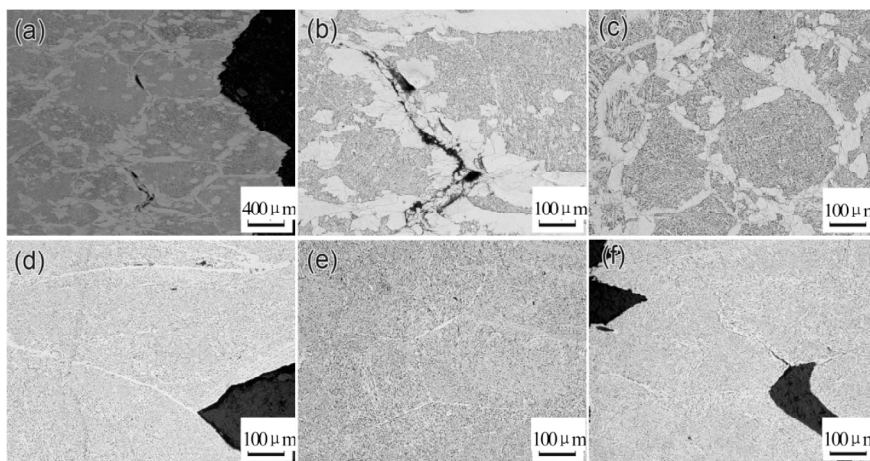
图3 不同温度下的断口形貌

Fig.3 The fracture morphology of tensile samples after testing at different temperatures

2.3 断口截面组织及形貌

图 4 是不同温度下断裂试样的截面金相照片。由图 4 可知,在 800 °C 下,裂纹沿着晶界扩展,但试样中未出现先共析铁素体(图 4f)。在 750 °C 时,晶界处出现先共析铁素体,且随着温度的降低,铁素体的量呈增长趋势(图 4d);在 650 °C 时,晶内也出现

了铁素体(图 4a)。晶界处铁素体的出现,为裂纹的起源和扩展提供了便利条件(图 4b)。图 4e 显示,当应变速率增加至 $10^{-2}/s$ 时,晶界处先共析铁素体的量明显减少,晶界处的铁素体厚度由约 $21\ \mu m$ 下降至约 $9\ \mu m$,铁素体量的下降,降低了试样开裂风险,提高了材料的高温热塑性。



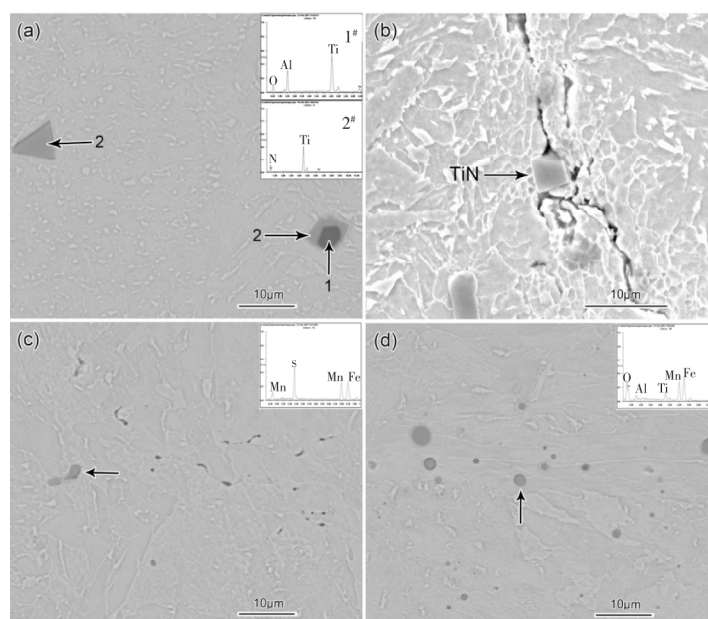
(a) 650 °C (b) 650 °C, Crack propagation along ferrite; (c) 700 °C, (d) 750 °C, Strain rate $10^{-3}/s$; (e) 750 °C, Strain rate $10^{-2}/s$; (f) 800 °C

图 4 不同温度下的断口截面组织

Fig.4 Cross-section fracture at different temperatures

图 5 是断裂试样的截面 SEM 照片。在整个测量温度范围内,试样中发现大量的 TiN 颗粒(图 5a)。这些析出以 Al_2O_3 为核心,尺寸约为 $3\sim6\ \mu m$,并具有尖锐的棱角,成为裂纹的起源点(图 5b),这与文献

[8]的研究结果相同。在 900、950 °C 下,截面中出现了 MnS 的条带状析出(图 5c),这些条带状呈规律性分布,组成一条大的条带;而在 1 200 °C 下,试样中出现了 Mn、Ti、Al 的氧化圆点(图 5d)。



(a)650 °C (b) 750 °C, Crack propagation along TiN (c) 950 °C (d) 1200 °C

图 5 不同温度下的断口析出物

Fig.5 Precipitates in fracture of samples after testing at different temperatures

2.4 第二相析出

图6是试验钢不同温度下的第二相析出。在1100℃及以上,钢中几乎未发现纳米级第二相析出。而从1000℃开始,钢中出现了纳米级第二相析出物,且随着温度的降低,析出物的数量呈增长趋

势;尺寸呈下降趋势,由约100 nm降低至20~40 nm;析出范围由晶界处呈带状析出转变为晶内弥散析出;形状则由多边形转变为颗粒状。能谱仪检测结果显示这些析出主要为Nb、Ti,应为(Nb、Ti)CN,且随温度的下降,Ti/Nb有所下降^[9]。

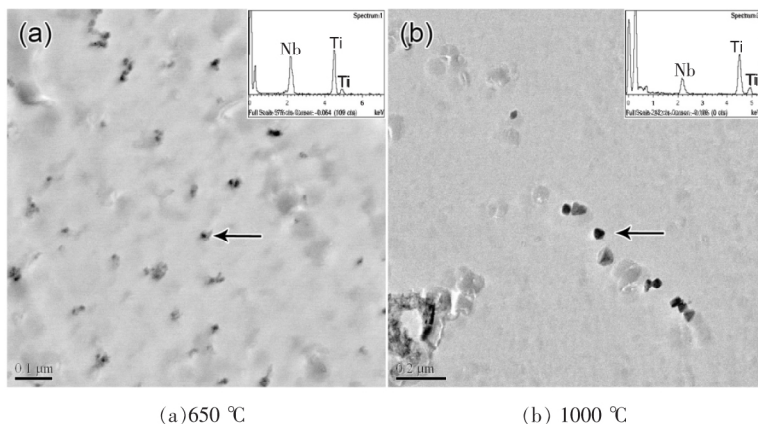


图6 不同温度下的第二相析出

Fig.6 Precipitation of the second phase in samples after testing at different temperatures

2.5 显微硬度

对截面的金相试样进行显微硬度检测。因本试验中Gleeble设备冷却能力限制,冷却后试样的组织为铁素体+贝氏体,未出现马氏体。显微硬度检验结果显示,贝氏体的 $HV_{0.02}$ 为400~480,均值为446,而铁素体的 $HV_{0.02}$ 为220~330,均值为292,约为贝氏体的65.5%。显微硬度的波动与微观组织的成分、晶粒尺寸、晶粒内的位错、亚晶结构等因素相关。低强度铁素体的存在,为裂纹的起源和扩展提供了条件。

3 分析与讨论

3.1 三个脆性区间的分类及特点

Mintz, Suzuki, Won等人的研究^[6~13]表明,从钢的凝固温度到600℃存在三个脆性温度区间,即熔点~1200℃的第Ⅰ脆性温度区、1200~900℃的第Ⅱ脆性温度区和900~600℃的第Ⅲ脆性温度区。

第Ⅰ脆性区:该温度区间下,试样的断裂主要沿树枝晶间的界面展开。钢中B、O、S、P等微量元素或杂质易在树枝晶间聚集,使脆性区间向低温段延伸。第Ⅰ脆性温度区钢的热塑性与杂质元素有关,而与应变速率无关,因此降低杂质元素含量有利于提高第Ⅰ脆性温度区的热塑性。试验在1200℃未发现S、P的富集,但发现了O、Mn、Ti、Al等元素的富集,它们在断口附近形成氧化圆点(图5d),成为

裂纹的起源或扩展途径。

第Ⅱ脆性区:该温度区间,高温奥氏体中固溶的O、S等元素以(Fe,Mn)O、(Fe,Mn)S等形式在奥氏体晶界析出,降低晶界强度,在应力作用下在晶界产生裂纹,造成沿晶断裂。第Ⅱ脆性区随应变速率增大,钢的热塑性降低,当应变速率 $<10^{-2}$ /s时,脆性低谷区消失^[13]。试验中的应变速率为 10^{-3} /s,因此热塑性曲线中未出现第Ⅱ脆性低谷区,但微区成分显示,该温度区间发生了MnS在晶间富集(图5c)。

第Ⅲ脆性区:该温度区间为连铸的弯曲、矫直过程温度,因此其高温热塑性与铸坯裂纹密切相关。它又可细分为 γ 单相区(800~910℃)和 $(\alpha+\gamma)$ 两相区(680~800℃)。

γ 单相区脆化的主要原因是钢中固溶的Nb、Ti等以第二相析出物动态或静态在 γ 晶界析出。晶界发生滑移时,在应力作用下,析出物与基体之间产生空洞,空洞发展聚合最后形成裂纹。图6b显示,在晶界析出、百纳米级别、呈链状分布的第二相,它们减少了晶界间的结合力,恶化了该温度区间的高温热塑性。因此其断口形貌呈典型的沿晶开裂。

而 $(\alpha+\gamma)$ 两相区脆化的原因在于沿奥氏体晶界析出的膜状先共析铁素体,降低了奥氏体基体的连续性。由于铁素体强度仅为该温度下奥氏体强度的1/4,应变集中于晶界处膜状铁素体,降低了钢的高温塑性。在拉伸时铸坯的总应力/应变超过其临界

值时,就沿奥氏体晶界产生了裂纹(图4b)。研究表明,钢的热塑性与奥氏体晶界析出的铁素体网膜的厚度有关,当晶界铁素体比例超过10%时其对塑性的恶化明显降低^[2],当铁素体析出量达30%~40%时,铸坯塑性又得到明显提升^[6,14-15]。

3.2 应变速率对第Ⅲ脆性区间的影响

Mintz 等人的研究^[16]表明,随着应变速率的增加,夹杂物和析出物没有足够的时间形核长大,在晶界偏析形成孔洞的时间减少,晶界偏析物减少。同时应变速率增加,减少了应力诱导铁素体的形成,在高应变速率下,应力难以在先共析铁素体处集中,有利于塑性提高。在 $\gamma+\alpha$ 两相区,提高应变速率,奥氏体和铁素体之间的强度差别减小,先共析铁素体和基体的变形协调能力加强,减弱了在先共析铁素体薄膜上的应力集中^[17]。

3.3 化学成分对第Ⅲ脆性区间的影响

Nb、Ti 元素对第Ⅲ脆性区钢的热塑性影响被学者广泛研究并证实^[2,18-19]。研究结果显示,随着含 Nb、Ti 量增加,第Ⅲ脆性区的塑性谷变宽变深。微合金元素的第二相析出会破坏钢的高温热塑性从而使铸坯裂纹敏感性增加^[20-22]。它们对钢高温热塑性的影响可概括如下:

1) 铌钛的碳氮化物钉扎在奥氏体晶界,阻碍奥氏体的动态再结晶,促使塑性低谷的温度区间扩大,影响钢的高温力学性能。但铌钛对钢的热塑性影响还有另外一种截然不同的观点:钢中存在的游离铌,可有效降低钢中游离氮的含量而抑制 Nb(C,N) 的析出,从而改善含铌微合金钢的热塑性。本试验中 Ti 元素的影响显然是第一种观点。

2) 钢中微合金元素碳氮化物在晶界析出时将降低了晶界的结合力,导致晶界弱化,应力作用下发生塑性变形时,微细的碳、氮化物成为应力集中源,与晶界脱开形成微孔,在铸坯受力时容易发生晶间断裂而产生裂纹。

当应变速率为 $10^{-3}/s$ 时,整个试验温度范围内均发现了大量的微米级 TiN 颗粒。这些 TiN 颗粒具有规则外形,且 TiN 弹性模量为 600 GPa,远大于钢铁材料的 200 GPa^[23]。在拉伸过程中,在 TiN 颗粒

尖角附近很容易因应力集中而形成裂纹起源点。而当应变速率为 $10^{-2}/s$ 时, TiN 颗粒长大的时间大大缩短,从而降低了拉伸过程中裂纹的产生。

除应变速率、形变温度以及成分外,奥氏体原始晶粒大小、柱状晶方向等因素同样会影响试验钢的高温热塑性。

3.4 局限性

高温热塑性试验中试样的热历程和变形程度与生产实际不同,因此存在一定的局限性。Gleeble 热拉伸试验通常将试样从室温加热到 1 300 °C 左右,然后再冷却至测试温度(700~1 000 °C)后进行拉伸,从而导致试样经历的热历程与实际连铸过程中的凝固冷却过程不一致^[24-25]。另外 Gleeble 热拉伸试验测得的铸坯临界断面收缩率以 40% 为标准(某些文献为 60%^[26]),则计算得到的临界应变将超过 50%,但实际生产中,铸坯表层应变一般不超过 5%,因此利用断面收缩率不能真实反映铸坯表面裂纹敏感性^[27]。但目前还无更好的试验方案来替代,且影响试验条件下试样断裂的因素也是影响连铸坯产生裂纹的因素,因此热塑性试验可为铸坯裂纹形成机理提供重要的理论依据。

4 结论

1) 高 Nb、Ti 微合金钢在 600~1 200 °C 时,断面收缩率曲线呈“V”形,800 °C 时断面收缩率最小,仅为 24.9%;1200 °C 时断面收缩率最大,为 77.5%。

2) 高 Nb、Ti 微合金钢第Ⅲ脆性区间为 680~910 °C,在该区域 γ 单相区发生脆化的主要因素是大尺寸(Nb,Ti)CN 颗粒在晶界的析出,弱化了晶界结合力;在该区域($\alpha+\gamma$)两相区发生脆化的主要原因是低强度先共析铁素体的生成,为裂纹的产生和扩展提供了条件。

3) 具有高弹性模量和规则外形的 TiN 颗粒,其尖角附近因应力集中而引起试样提前开裂,是造成高 Nb、Ti 微合金钢断面收缩率整体偏低的主要原因。

4) 提高应变速率,缩短了先共析铁素体析出和 TiN 颗粒长大时间,减弱了拉伸过程中的应力集中,可改善试样在第Ⅲ脆性区间的高温热塑性。

参考文献

- [1] Hou Jing, Wang Fei, Zhao Guoying *et al.* The research situation and development tendency of micro-alloyed steel [J]. Materials Review 2007 21(6): 91-95.

- (侯晶,王飞,赵国英,等.微合金钢的研究现状及发展趋势[J].材料导报,2007,21(6):91-95.)
- [2] Yang Xiaogang,Zhang Lifeng,Ren Ying *et al.* Hot ductility and fracture mechanism of a Ti-bearing microalloyed steel[J].Chinese Journal of Engineering,2016,38(6):805-811
(杨小刚,张立峰,任英,等.含钛微合金钢的高温热塑性及断裂机理[J].工程科学学报,2016,38(6):805-811.)
- [3] Chen Yan,Jiang Zhongkuai,Lu Tan *et al.* Hot ductility and precipitation analysis of 700 MPa Nb-Ti-bearing high strength steel slab[J].Iron Steel Vanadium Titanium,2015,36(3):36-42.
(陈艳,江中块,路坦,等.700 MPa 含 Nb-Ti 高强钢铸坯热塑性及析出物分析[J].钢铁钒钛,2015,36(3):36-42.)
- [4] Liang Wen,Wu Run,Chen Jiqing *et al.* Analysis on formation of cracks in high Nb and Ti content billet and control measures[J].Iron Steel Vanadium Titanium,2013,34(3):83-87.
(梁文,吴润,陈吉清,等.高 Nb、Ti 含量钢坯开裂原因分析及控制措施[J].钢铁钒钛,2013,34(3):83-87.)
- [5] Lan Peng,Du Chenwei,Chen Peili *et al.* Research status of surface transverse cracking formation mechanism and control technique for continuously cast microalloyed steels[J].Journal of Iron and Steel Research,2017,29(1):1-12.
(兰鹏,杜辰伟,陈培莉,等.微合金钢连铸表面横裂纹形成机理与控制技术研究现状[J].钢铁研究学报,2017,29(1):1-12.)
- [6] Mintz B,Yue B,Joans J. Hot ductility of steel and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting[J].International Material Reviews,1991,36(5):187-217.
- [7] Tao Sufen,Wang Fuming,Yan Guowei *et al.* Hot ductility of A105 steel[J].Transaction of Materials and Heat Treatment,2013,34(12):96-102.
(陶素芬,王福明,严国卫,等.A105 钢的高温热塑性[J].材料热处理学报,2013,34(12):96-102.)
- [8] Mi Guofa,Nan Hongyan. Influence of inclusion on crack initiation in wheel rim[J].Journal of Iron and Steel Research,2011,18:49-54.
- [9] Hui Yajun,Pan Hui,Li Wenyan *et al.* Dissolution behavior of second phase particles in 960 MPa grade Nb-Ti microalloyed ultra-high strength steel[J].Materials for Mechanical Engineering,2018,42(2):35-39.
(惠亚军,潘辉,李文远,等.960MPa 级铌钛微合金化超高强度钢第二相粒子的溶解行为[J].机械工程材料,2018,42(2):35-39.)
- [10] Mintz B,Arrowsmith J M. Hot-ductility behaviour of C-Mn-Nb-Al steels and its relationship to crack propagation during the straightening of continuously cast strand[J].Metal Technology,1979,6(1):24-27.
- [11] Suzuki H G,Nishimura S,Yamaguchi S. Characteristics of embrittlement in steels above 600 °C [J].Tetsu-to-Hagane,1979,65(14):2038~2041.
- [12] Won Y M,Kim K H,Yeo T J *et al.* Effect of cooling rate on ZST,LIT and ZDT of carbon steels near melting point[J].ISIJ International,1998,38(10):1093-1099.
- [13] Suzuki H G,Nishimura S,Imamura J *et al.* Hot ductility in steels in the temperature range between 900 °C and 600 °C: Related to the transverse facial cracks in the continuously cast slabs[J].Tetsu-to-Hagane,1981,67(8):1180-1186.
- [14] Mintz B. Importance of A_{r3} temperature in controlling ductility and width of hot ductility trough in steels and its relationship to transverse cracking[J].Materials Science and Technology,1996,12(2):132-136.
- [15] Weisgerber B,Hecht M,Harste K *et al.* Improvement of surface quality on peritectic steel slabs[J].Steel Research,2002,73(1):15-20.
- [16] Mintz B,Abu-Shosha R,Shake M. Influence of deformation induced ferrite grain boundary sliding and dynamic recrystallization on hot ductility of 0.1%~0.75%C steels[J].Material Science and Technology,1993,9(10):907-914.
- [17] Mintz B,Jonas J J,Abushosha R. Influence of dynamic recrystallization on the tensile ductility of steels in the temperature range 700 to 1150 °C [J].ISIJ International,1992,32(2):241-249.
- [18] Lu Zhen,Zhang Hongtao,Cao Gongcai *et al.* Study on thermoplasticity of continuous casting low alloy steel containing niobium[J].Jiangsu Metallurgy,1990(2):9-12.
(卢震,章洪涛,曹公才,等.连铸含铌低合金钢热塑性的研究[J].江苏冶金,1990(2):9-12.)
- [19] Xie Changsheng,Pan Hongbo,Yan Jun *et al.* High temperature thermoplasticity and austenite grain growth behavior of Nb and V microalloyed steel rebar[J].Heat Treatment of Metals,2016,41(12):63-68.
(谢常胜,潘红波,阎军,等.Nb、V 微合金钢筋高温热塑性及奥氏体长大规律[J].金属热处理,2016,41(12):63-68.)
- [20] Spradbery C,Mintz B. Influence of undercooling thermal cycle on hot ductility of C-Mn-Al-Ti and C-Mn-Nb-Al-Ti steels[J].Ironmaking and Steelmaking,2005,32(4):319-325.

- (1-2): 251-266.)
- [10] Huang S W, Samandi M, Brandt M. Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers [J]. Wear, 2004, 256(11): 1095-1105.
(Huang S W, Samandi M, Brandt M. 激光熔覆 WC/Ni 层的磨料磨损性能和微观结构 [J]. 磨擦学学报, 2004, 256(11): 1095-1105.)
- [11] Zhang Chunhua, Zhang Song, Zhang Ning. Microstructure and corrosion properties of laser cladding NiFeBSi-Si₃N₄ alloy on H13 steel surface [J]. Metal Heat Treatment, 2006, 31(9): 49-51.
(张春华, 张松, 张宁. H13 钢表面激光熔覆 NiFeBSi-Si₃N₄ 合金的组织及腐蚀性能 [J]. 金属热处理, 2006, 31(9): 49-51.)
- [12] Tong Xing, Dai Mingjiang, Zhang Zhihui. Thermal fatigue resistance of H13 steel treated by selective laser surface melting and CrNi alloy [J]. Applied Surface Science, 2013, 271(8): 373-380.
(佟鑫, 代明江, 张志辉. 选择性激光表面 CrNi 合金化 H13 钢的康热疲劳性能 [J]. 应用表面科学, 2013, 271(8): 373-380.)
- [13] Wei Minxian, Wang Shuqi, Cui Xianghong. Comparative research on wear characteristics of spheroidal graphite cast iron and carbon steel [J]. Wear, 2012, 274: 84-93.
(魏敏先, 王树奇, 崔向红. 球墨铸铁与碳钢磨损特性的比较研究 [J]. 摩擦学学报, 2012, 274: 84-93.)
- [14] Wang Shuqi, Wang Feng, Cui Xianghong, et al. Effect of secondary carbides on oxidation wear of the Cr-Mo-V cast steels [J]. Materials Letters, 2008, 62: 279-281.
(王树奇, 王峰, 崔向红, 等. 二次碳化物对 Cr-Mo-V 铸钢氧化磨损的影响 [J]. 材料学报, 2008, 62: 279-281.)
- [15] Wei Minxian, Wang Shuqi, Cui Xianghong. Comparative research on the elevated-temperature wear resistance of a cast hot-working die steel [J]. Materials & Design, 2009, 30: 3608-3614.
(魏敏先, 王树奇, 崔向红. 铸造热作模具钢高温耐磨性的对比研究 [J]. 材料与设计, 2009, 30: 3608-3614.)

编辑 杨冬梅

(上接第130页)

- [21] Ma FanJun, Wen Guanghua, Tang Ping, et al. Causes of corner transversal cracks of micro-alloyed steel in the vertical-bending continuous slab casters [J]. Ironmaking and Steelmaking, 2010, 37(1): 73-78.
- [22] Banks K, Koursaris A, Verdoorn F F. Precipitation and hot ductility of low C-V and low C-V-Nb microalloyed steels during thin slab casting [J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(21): 1596-1604.
- [23] Wang Xishu, Liang Feng, Zeng Yanping, et al. SEM in situ observations to the effects of inclusions on initiation and propagation of the low cycle fatigue crack in super strength steel [J]. Acta Metallurgical Sinica, 2005, 41(12): 1272-1276.
(王习术, 梁锋, 曾燕屏, 等. 夹杂物对超高强度钢低周疲劳裂纹萌生及扩展影响的原位观测 [J]. 金属学报, 2005, 41(12): 1272-1276.)
- [24] Schwerdtfeger K. Advanced prediction of cracking formation in continuous casting by use of fatigue test data [J]. ISIJ International, 2011, 51(7): 1197-1203.
- [25] Schwerdtfeger K, Spitzer K H. Application of reduction of area-temperature diagram to the prediction of surface cracking formation in continuous casting of steel [J]. ISIJ International, 2009, 49(4): 512-516.
- [26] Liu Qing, Zhang Liqiang, Wang Liangzhou, et al. High temperature mechanical properties of continuously cast blooms for automobile steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2006, 28(2): 133-137.
(刘青, 张立强, 王良周, 等. 汽车用钢连铸坯的高温力学性能 [J]. 北京科技大学学报, 2006, 28(2): 133-137.)
- [27] Suzuki M, Hayashi H, Shibata H, et al. Simulation of transverse cracking formation on continuously cast peritectic medium carbon steel slabs [J]. Steel Research, 1999, 70(10): 412-418.

编辑 杨冬梅