

# 钛微合金化高强度大梁钢高温热塑性研究

宋 裕<sup>1</sup>, 高智君<sup>2</sup>, 汪水泽<sup>2</sup>, 尹晶晶<sup>1</sup>

(1. 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000; 2. 北京科技大学碳中和研究院, 北京 100083)

**摘 要:**通过高温拉伸试验研究了 600 ~ 1 300 ℃ 温度范围内不同 Ti 含量的钛微合金化高强度大梁钢热塑性规律, 基于 Thermo-calc 热力学计算软件对不同试验钢中主要析出相的析出区间进行计算, 利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)对热拉伸断口形貌、断口析出物、显微组织特征进行观察和讨论。结果表明, 随着四种试验钢中 Ti 含量的增加, 低塑性区逐渐向下移动, 低塑性区间宽度增加, 含 Ti 量最高的 950L 钢热塑性显著下降。主要原因是沿晶界析出的网膜状铁素体弱化了晶界强度, 为裂纹的萌生和扩展提供了条件。此外, 在应力的作用下, 钢中存在的微米级 TiN 颗粒及其析出物易于与基体间形成产生微孔, 微孔聚集形成裂纹, 从而降低试验钢的热塑性。因此, 提出在保证矫直温度的前提下适当提高钢水冷却速率, 抑制薄膜状先共析铁素体的析出及第二相析出, 可有效改善试验钢在第 III 脆性区间的高温热塑性。

**关键词:**钛微合金钢; 高温热塑性; 微观组织; 析出物

中图分类号: TF76, TG115.5

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2023)05-0167-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.05.025

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 titanium microalloyed high-strength beam steels

Song Yu<sup>1</sup>, Gao Zhijun<sup>2</sup>, Wang Shuize<sup>2</sup>, Yin Jingjing<sup>1</sup>

(1. Pangang Group Research Institute Co., Ltd., State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization, Panzhihua 617000, Sichuan, China; 2. Research Institute for Carbon Neutrality, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** High-temperature tensile tests have been conducted to examine the thermoplasticity of titanium microalloyed high-strength beam steels in the temperature range of 600 ℃ to 1 300 ℃. Thermo-calc, the thermodynamic calculation software, was used to calculate the main precipitation intervals in various experimental steels. Optical microscopy (OM), field-emission type scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM) were used to observe and analyze the microstructural characteristics and the thermal tensile fracture morphology. The findings demonstrate that thermoplasticity declines dramatically with increasing Ti content, and the hot brittle range is gradually lowered and widened in four experimental steels. The 950L steel with the highest Ti content shows the lowest thermoplasticity. The main reason is that the formed proeutectoid ferrite weakens the grain boundary strength and provides conditions for the initiation and propagation of cracks. In addition, microvoids are easily formed between the micron TiN particles and precipitates. Then the microvoids aggregate to form cracks under stress, thus reducing the thermoplasticity of the experimental steel. There-

收稿日期: 2023-06-08

基金项目: 国家自然科学基金青年基金项目(52104369)。

作者简介: 宋裕, 1989 年出生, 女, 硕士研究生, 高级工程师, 主要从事 Ti 微合金化热轧高强度钢产品开发与应用, E-mail: 18281219693@163.com。

fore, it is suggested that increasing the cooling rate on the premise that the straightening temperature is assured and preventing the precipitation of proeutectoid ferrite and the second phase can effectively improve the thermoplasticity in the third brittle zone.

**Key words:** titanium microalloyed steel, high temperature thermoplasticity, microstructure, precipitate

## 0 引言

钛(Ti)微合金高强度钢以其高强度、高韧性和优良的焊接性能作为工程结构材料被广泛应用于建筑、桥梁、船舶及汽车等各个领域<sup>[1]</sup>。微合金元素铌、钒、钛的添加会与钢中的碳、氮元素结合形成碳氮化物,从而调控形变奥氏体的再结晶行为,钉扎晶界并阻碍晶粒长大,起到细晶强化和析出强化作用,提高钢材的强度和韧性。然而,铌、钒、钛等微合金元素的增加同时提高了铸坯的裂纹敏感性,使其在连铸生产过程中更容易出现裂纹及其他表面缺陷,严重影响连铸坯的表面质量及后续生产过程<sup>[2-3]</sup>。

在连铸矫直过程中,铸坯会受到较高的机械应力和热应力,导致表面和内部发生撕裂,从而导致产品产量和质量降低<sup>[4-5]</sup>。早期, Suzuki 等人<sup>[6]</sup>通过高温力学实验对铸坯的热塑性行为进行研究,提出了影响高温热塑性三个脆性温度范围的机制,当温度介于 1 200 ~ 1 420 °C (熔点)时,脆化主要是由于温度过高而导致晶界熔化引起的。温度在 900 ~ 1 200 °C 时,热塑性降低归因于晶界析出的硫化物和氧化物导致晶界强度降低。温度在 600 ~ 900 °C 时,脆化主要由沿原始奥氏体晶界析出的晶间铁素体引起。其中,连铸坯对横向裂纹的敏感性主要是由于在 700 ~ 1 000 °C 的热塑性差,该温度范围也正是连铸坯矫直过程的温度范围。

第 III 脆性区即 600 ~ 900 °C 温度范围与横向裂纹之间具有非常密切的联系。热塑性曲线中塑性槽的形成主要由于应变诱导的先共析铁素体沿奥氏体晶界析出,铁素体的强度低于奥氏体,因而在这些薄而软的铁素体周围易产生较大的应变集中,促进晶界裂纹的形核和塑性的降低,导致沿晶开裂<sup>[7-8]</sup>。在塑性槽的高温侧,发生奥氏体动态再结晶使连铸坯塑性得以恢复,但微合金碳氮化物的析出又会抑制动态再结晶过程,从而导致钢的低塑性槽变宽。此外,大量细小的析出相导致局部沉淀硬化,并伴有严重的应力集中,从而促进裂纹的聚集和扩展。在塑性槽的低温侧,塑性的恢复取决于能否产生足够体积分数的铁素体,以防止应变集中<sup>[9]</sup>。

Ti 微合金化时,不仅能形成碳氮化物,影响其他元素如 Al、Nb 和 V 的析出,也可能改变钢的相变行为,进而对钢的热塑性产生影响。Spradbery 等人<sup>[10]</sup>模拟了连铸过程中不同的冷却条件对热塑性的影响,发现添加 Ti 会损害钢的热塑性,并且细小的 TiN 析出相比 AlN 析出相对热塑性产生的不利影响更大。Liu 等人<sup>[11]</sup>同样发现,添加 0.1% 的 Ti 几乎使整个试验温度 650 ~ 1 250 °C 内高锰奥氏体钢的热塑性变差,是由于 Ti(C, N) 颗粒在液态高锰奥氏体钢中便开始形成,并且 Ti(C, N) 和 TiC 颗粒会加速裂纹沿晶界的扩展。Qian 等人<sup>[12]</sup>指出,大量较小的 Ti(C, N) 颗粒可诱导形成极少量的细晶界铁素体,降低晶界的粘附强度,从而恶化晶界。Beal 等人<sup>[13]</sup>通过显微组织表征分析以及热动力学计算机模拟表明,微观结构中明显的 Ti-Nb 析出是导致材料热塑性恶化的原因。但与上述 Ti 对热塑性影响的研究结果相反的是,向钢中单独添加 Ti 元素时对钢中裂纹的形成没有很大影响,在含有 Al、Nb 和 V 的钢中添加 Ti 甚至可以改善拐角处横向裂纹的形成<sup>[14]</sup>。这是因为 Ti 的添加,与 C 和 N 结合形成新的 Ti(C, N),降低了游离 N 的浓度,减少了在奥氏体晶界析出的氮化铝(AlN)的数量。在钢中,AlN 作为在晶界处形成的脆性相,会降低钢的延展性和塑性。Ti 微合金化手段可以降低钢中 AlN 数量,改善钢的延展性,使其更具可塑性<sup>[15]</sup>。

综上所述, Ti 对高温热塑性的影响较为复杂,笔者通过模拟生产车间的温度和应变速率,分别对四种不同 Ti 含量高强钢进行了高温拉伸试验,研究了 Ti 微合金钢铸坯的高温热塑性变化规律及其影响因素,特别是对第 III 脆性区间的热塑性影响情况,可为工业生产中解决 Ti 微合金高强大梁钢热塑性差问题提供一定指导。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

试验用钢为某钢厂生产的不同 Ti 含量的汽车用大梁钢连铸坯,按强度级别分别为 610L、700L、800L 和 950L,主要化学成分见表 1。

表 1 试验钢主要化学成分  
Table 1 Main chemical compositions of the tested steel

| 钢种   | C     | Si   | Mn   | N       | Nb    | Ti    | Mo   | V    | Al    | Ca      |
|------|-------|------|------|---------|-------|-------|------|------|-------|---------|
| 610L | 0.06  | 0.07 | 1.16 | 0.002 8 | 0.025 | 0.038 |      |      | 0.047 | 0.000 2 |
| 700L | 0.06  | 0.06 | 1.49 | 0.003   | 0.037 | 0.075 |      |      | 0.034 | 0.001 8 |
| 800L | 0.05  | 0.09 | 1.55 | 0.003   | 0.038 | 0.089 | 0.17 |      | 0.038 | 0.000 8 |
| 950L | 0.087 | 0.08 | 1.90 | 0.004   | 0.034 | 0.106 | 0.21 | 0.09 | 0.029 | 0.001 2 |

为了确保样品成分和微观结构的均匀性,从连铸坯中间部分切割试样,位置靠近铸坯上表面,在 1/4 铸坯厚度处切取。最后,将其制成一个直径为 10 mm,长度为 120 mm,两端有螺纹的热模拟拉伸圆棒试样,如图 1 所示。

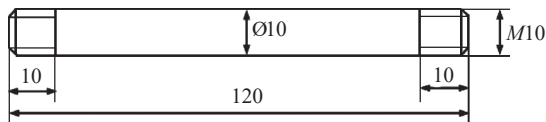


图 1 热模拟拉伸试样(单位:mm)  
Fig. 1 The specimens of hot tensile test

## 1.2 试验方法

在 Gleeble-1 500 热模拟试验机上对 Ti 微合金高强钢进行高温拉伸试验,高温热塑性技术路线如图 2 所示。试验采用半凝固试样的加热方式,样品放置后,抽真空,以 20 °C/s 的速率将试样加热至 1 350 °C,保温 3 min 以完全溶解析出相,然后以 3 °C/s 的速率将试样冷却至 600 ~ 1 300 °C 的试验温度,保温 1 min 以消除温度梯度的影响,最后在 600 ~ 1 300 °C 范围内对不同试验钢试样进行高温拉伸,以  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  的应变速率模拟铸坯拉坯矫直阶段工艺。试验温度指试样中心表面温度,其测量方式是利用焊在试样表面上的一对 Pt/Pt-Rh 热电偶进行检测。为尽量模拟现场工艺条件,试验时持续通入氩气作为保护气体,试样拉断后采取水冷以保留高温拉伸过程产生的析出相和先共析铁素体形貌。

采用 Leica 光学显微镜(OM)、TESCAN 扫描电镜(SEM)和 Joel, JEM-2 100F 透射电镜(TEM)对热拉伸断口形貌、微观组织及析出物进行表征。金相试样经过 320<sup>#</sup> ~ 2 000<sup>#</sup>砂纸进行机械研磨,使用 2.5 μm 研磨膏进行机械抛光后,用 4%(vol) 硝酸酒精溶液进行侵蚀,侵蚀时间约为 15 s。透射样品通过电火花线切割机切取 300 μm 薄片,用 320<sup>#</sup> ~ 2 000<sup>#</sup>砂纸研磨至 50 μm 进行电解双喷。电解双喷

液使用 10%(vol) 高氯酸酒精,温度为-30 °C,电压 25 V。

拉伸试样断裂后,测量断裂部位的横截面积,根据式(1)计算试样的断面收缩率  $\varphi$ ,以评价试样的高温塑性。

$$\varphi = \left(1 - \frac{4S_T}{\pi d_0^2}\right) \times 100\% \quad (1)$$

式中,  $d_0$  为高温力学试样原始直径, mm;  $S_T$  为不同温度下试样断口面积,  $\text{mm}^2$ , 多次测量后求均值。

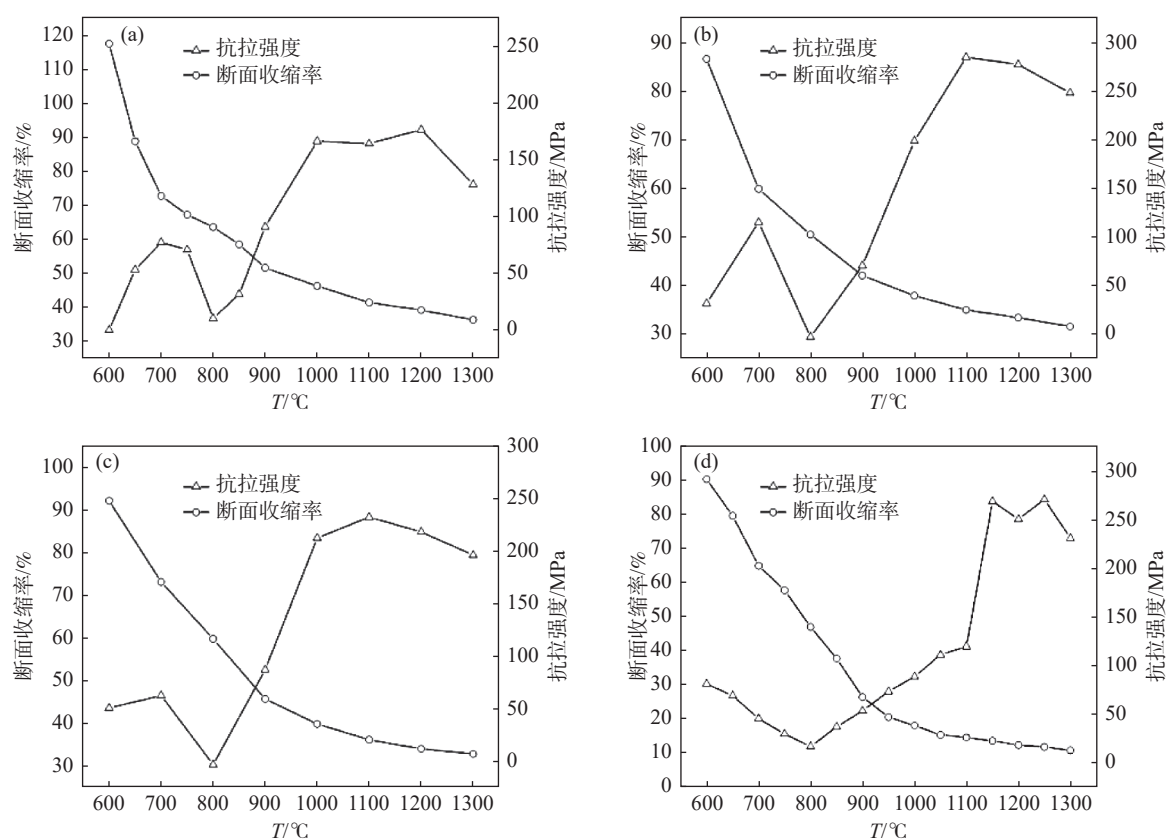
## 2 结果与讨论

### 2.1 热塑性曲线

断面收缩率  $\varphi$  是衡量铸坯高温热塑性的重要指标,  $\varphi$  值的大小反映了连铸坯在高温塑性变形过程中韧性的好坏。  $\varphi$  值越大,钢的热塑性越好,铸坯受外力作用下产生表面裂纹的可能性越小。通常,临界断面收缩率为 40%。当断面收缩率大于 40% 时,称为韧性区间<sup>[9]</sup>。断面收缩率低于 40%,称为脆性区间<sup>[16]</sup>。

图 2 为不同 Ti 含量的试验钢在不同温度下抗拉强度及断面收缩率的统计结果。由断面收缩率曲线可以看出,4 种不同 Ti 含量的试验钢在 600 ~ 800 °C 范围内断面收缩率较低,且四种试验钢的断面收缩率均在 800 °C 达到极小值,分别为 36.8%, 29.4%, 30.4% 及 12.1%。通常,钢的抗拉强度随温度升高一般呈下降趋势<sup>[17]</sup>,由图 2 中抗拉强度与温度的曲线可知,试验钢的强度随温度的升高逐渐下降。对比不同试验钢高温热塑性曲线可以发现,610L, 700L 以及 800L 钢热塑性曲线分布规律类似,且差异不明显。950L 钢与其他三种试验钢相比,断面收缩率明显较小,高温热塑性较差,在 600 ~ 1 050 °C 范围内,断面收缩率均低于 40%,表明 950L 钢铸坯在拉坯矫直阶段易于发生横裂。





(a) 610L; (b) 700L; (c) 800L; (d) 950L

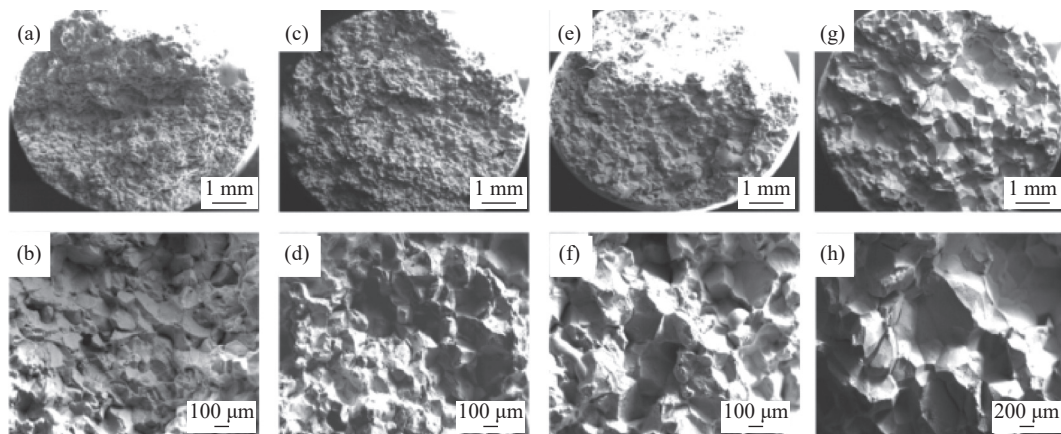
图2 不同温度下试验钢的抗拉强度及断面收缩率

Fig. 2 Tensile strength and area reduction of experimental steel at different temperatures

## 2.2 断口形貌

图3为800 °C下不同试验钢断口形貌SEM。从图3可以看出,四种试验钢在第III脆性温度区均表现出明显的脆性断裂,宏观颈缩现象较弱,断裂形式为解理断裂,其断口由许多晶粒尺寸大小的解理面组成。其中,610L和800L钢断面高低不平,有明显抵抗变形痕迹,并且部分区域发现由于能量释放

形成的沿晶裂纹以及少量撕裂棱存在。700L钢断面凹凸程度有所减少,但仍存在少量沿晶裂纹。950L钢宏观断面具有非常明显的脆性断裂现象,断口可明显观察到规整的“冰糖状”晶粒形貌,几乎看不到塑性变形。经更高倍数放大发现,950L钢晶粒尺寸要明显大于其它试验钢,其塑性也要明显低于其它钢种。



(a)、(b) 610L; (c)、(d) 700L; (e)、(f) 800L; (g)、(h) 950L

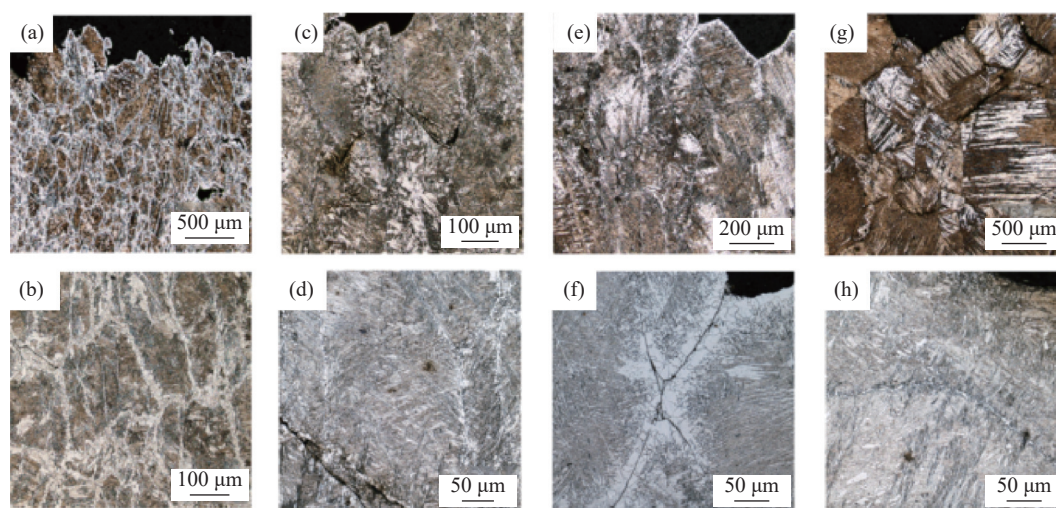
图3 800 °C下不同试验钢断口SEM形貌

Fig. 3 SEM morphology of fracture surface of different experimental steels at 800 °C

### 2.3 断口微观组织

沿奥氏体晶界析出的先共析铁素体在低碳微合金钢的晶间断裂中起着非常重要的作用<sup>[18]</sup>。不同试验钢在 800 ℃ 变形温度下断口附近组织的光学显微结构见图 4。从图 4 可以看出, 800 ℃ 时, 不同试验钢的奥氏体晶界附近均开始析出铁素体相, 这种

膜状的先共析铁素体降低了奥氏体基体的连续性, 在变形过程中, 应变易于集中在晶界处强度较低的铁素体膜中, 当超过晶界铁素体相所能承受的强度时, 在铁素体相中便会生成微孔, 微孔聚合、长大, 最后扩展形成裂纹<sup>[19]</sup>。



(a)、(b) 610L, (c)、(d) 700L, (e)、(f) 800L, (g)、(h) 950L

图 4 800 ℃ 下不同试验钢断口附近组织形貌

Fig. 4 Microstructure near the fracture area of different experimental steels at 800 °C;

由图 4 可知, 800 ℃ 时, 950L 钢先共析铁素体含量最低, 610L 钢中先共析铁素体含量最高。而对于 700L 和 800L 钢来说, 两者合金成分相差不大, 故两者先共析铁素体含量相近。有研究表明<sup>[20]</sup>, 当晶界铁素体比例超过 10% 时, 对高温热塑性的恶化作用就会明显减小。因此, 在变形温度为 800 ℃ 时, 含量相对较高的先共析铁素体使 610L 钢有着最高的断面收缩率, 其次为 700L 和 800L 钢。而 950L 钢先共析铁素体含量最少, 且呈薄膜网络状, 导致较弱的晶间结合力和较高的应力集中效应, 从而其热塑性最差。

950L 钢在 900 ℃ 及 1 150 ℃ 进行高温热塑性试验, 其断口组织见图 5。热拉伸变形后, 其微观组织为淬火马氏体及弥散分布的第二相, 第二相尺寸在几纳米到几百纳米之间。图 5(a)、(b) 为 900 ℃ 热变形后的微观组织, 可观察到组织中大量弥散分布着尺寸在 10 nm 左右的析出相, 经 EDS 能谱分析, 析出相主要为 TiC。1 150 ℃ 热变形后微观组织见图 5(c)~(f), 仅观察到少量 150~170 nm 的 (Ti, Mo)CN 析出。研究表明, 纳米尺寸析出相的尺寸和

数量会显著恶化材料的热塑性。析出相密度越大, 尺寸越细小, 对热塑性的恶化作用越明显<sup>[10,21]</sup>。因此, 900 ℃ 下变形时, 高密度的纳米级碳化物析出相在热变形过程中易于应力集中, 诱发微裂纹形成, 从而降低材料热塑性。

此外, 由于 950L 钢 Nb, Ti 含量较其他三种试验钢较多, 而 Nb, Ti 含量对第三脆性区间有着显著的影响。随着 Nb、Ti 含量的增加, 析出物增多, 导致第三脆性区间塑性谷变宽变深, 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。

### 2.4 析出物

钛的化学性质较为活泼, 其在元素周期表中的位置表明钛是钢中最为强烈的碳化物和氮化物形成元素<sup>[22]</sup>。根据计算, 钛元素和氮元素的最适化学配比为  $Ti/N=47.9/14.01=3.42$ , 即在该成分配比下, 钢中氮元素能够完全被固溶。依据本文 610L、700L、800L 和 950L 钢的化学成分, 计算不同试验钢的钛氮化学配比分别为 13.57/25.00、21.25 及 26.50。

钢中微合金元素主要以 TiN、TiC、Ti(C, N) 等

碳氮化物的形式析出,这些微合金碳氮化物的析出会显著降低钢的热塑性<sup>[23-24]</sup>。钢中析出相对热塑性的影响主要取决于它们的尺寸和分布,而影响析出相尺寸和分布的主要因素是钢本身的成分及其经历

的热履历。利用热力学计算软件 Thermo-calc 分析了不同试验钢中夹杂物或析出相形成的差异,具体的相图计算结果如图 6 所示。

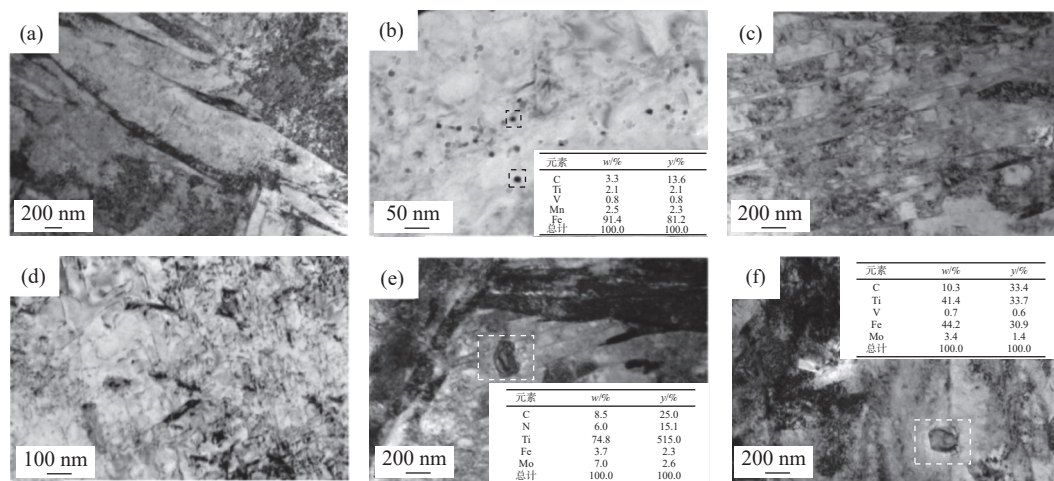
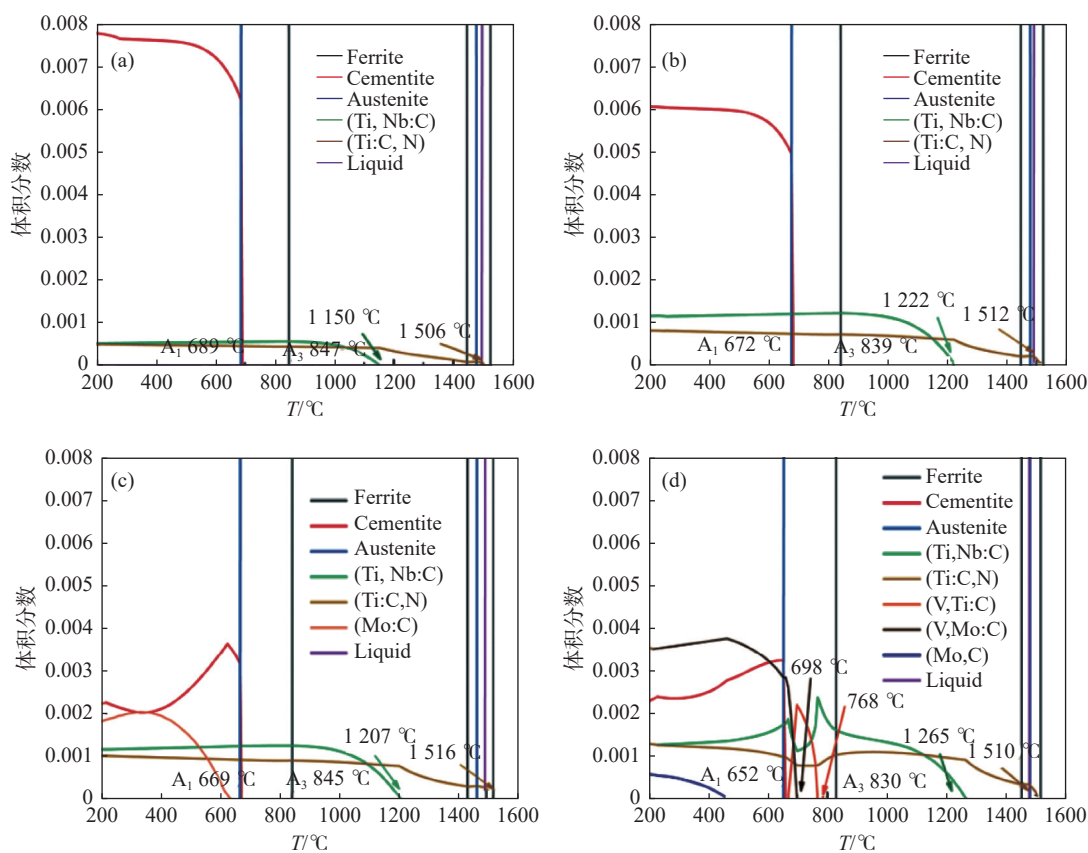


图 5 950L 钢 900 °C (a)、(b) 及 1150 °C (c)~(f) 微观组织 TEM 观察

Fig. 5 TEM microstructures of the 950L steel observed steel at 900 °C (a), (b) and 1150 °C (c)~(f)



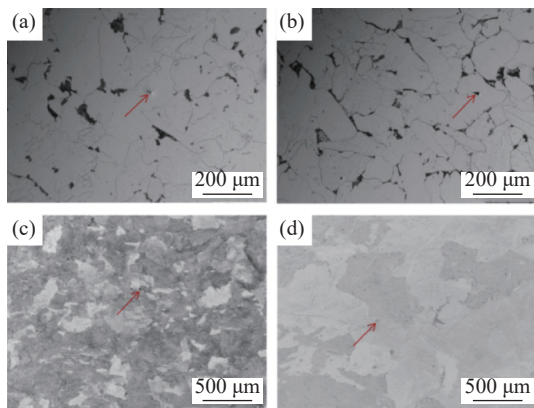
(a) 610L; (b) 700L; (c) 800L; (d) 950L

图 6 不同试验钢 Thermo-calc 相图计算结果

Fig. 6 Calculation results of Thermo-calc phase diagrams of different experimental steels



由图 6 可以看出四种试验钢 TiN 析出温度均处于固液两相区内, 分别为 1 506、1 512、1 516、1 510 °C。尽管四种试验钢中微合金元素的含量变化较大, 但其 TiN 的析出温度均在 1 500 °C 以上。此外, 由于不同试验钢的钛氮化学配比远超理想化学配比, 这将导致钢液中剩余较多的 Ti 元素, 从而促进在高温下析出大颗粒的 TiN 粒子。图 7 为不同试验钢铸态组织形貌, 其组织均由铁素体+少量珠光体构成, 且可以观察到棱角分明的液析 TiN 颗粒存在(箭头处)。



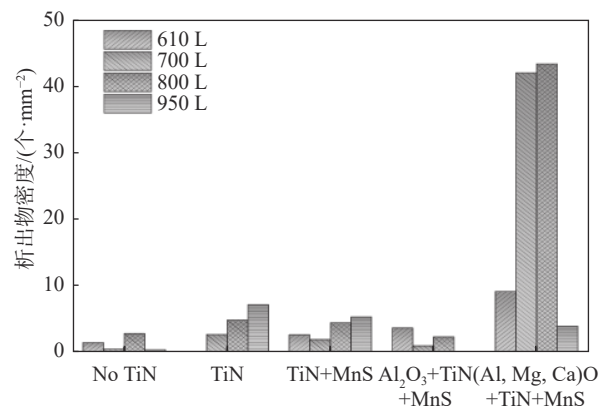
(a) 610L; (b) 700L; (c) 800L; (d) 950L

图 7 不同试验钢铸态金相组织

Fig. 7 As-cast metallograph of different experimental steels

按照成分对试验钢中的析出物进行分类, 将大尺寸的析出物分为五类: No TiN(不含 TiN 的析出物), TiN, TiN+MnS,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ +TiN+MnS, (Al, Mg, Ca)O+TiN+MnS。950L 中, 未观察到  $\text{Al}_2\text{O}_3$ +TiN+MnS 析出物。四种试验钢不同类型析出物的数密度分布如图 8 所示。对比发现, 700L 和 800L 中 (Al, Mg, Ca)O+TiN+MnS 类型的夹杂物所占的数密

度要显著高于另外两种试验钢, 950L 钢中的这类夹杂物数密度相对较低。此外, 950L 钢中以纯 TiN 为主, 且 TiN 和 TiN+MnS 两种夹杂物所占的数密度要高于其它三个钢种。此外, 四种试验钢析出物的粒径分布结果显示, 610L、700L 和 800L 钢中的 TiN 类析出物以及数密度较高的复合型析出物粒径主要分布在 1.5 ~ 5.5 μm 范围内, 而 950L 钢中含 TiN 类析出物在大尺寸粒径范围内所占比例较大。



(a) 610L; (b) 700L; (c) 800L; (d) 950L

图 8 不同类型析出物数密度

Fig. 8 The number density of different types of precipitates

对 950L 钢中大颗粒析出物进行 SEM 表征及能谱分析, 其结果如图 9 所示。微米级的大尺寸析出物为以  $\text{Al}_2\text{O}_3$  为异质形核核心, 包裹 TiN 及一定 MnS 的复合析出物。铸态中的 TiN 粒子的析出行为有两种方式: 一种为独立生长, TiN 粒子呈规则的方形; 另一种为复合式生长, TiN 粒子多呈不规则形状。通过观察发现, 大多数 TiN 粒子是以  $\text{Al}_2\text{O}_3$  为核心的复合式生长并最终形成大尺寸的液析 TiN。

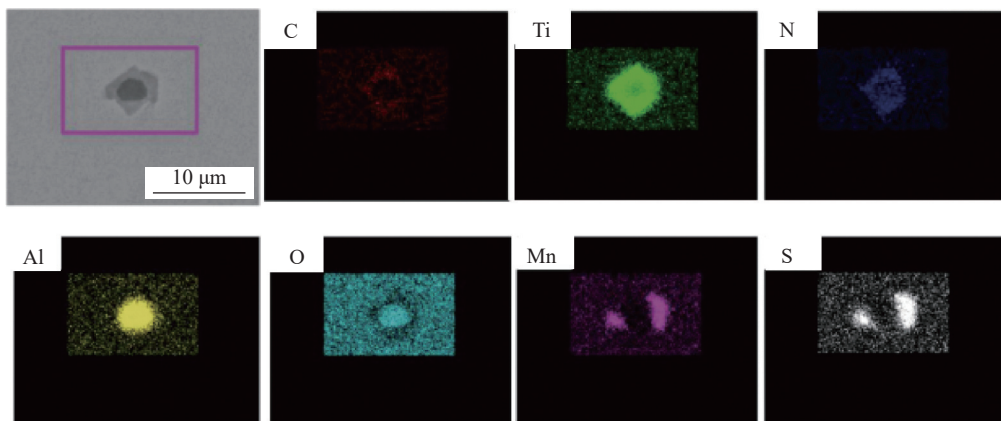


图 9 950L 试验钢析出物扫描图片及面扫结果

Fig. 9 Scanning pictures and surface scanning results of 950L experimental steel precipitates

结合 Thermo-cala 相图计算结果可知, 950L 钢与其他试验钢相比, 合金元素含量较多, 在 830 ~ 1 050 °C 时, 为单相奥氏体组织, 在此温度范围内的不同温度下热变形时, 钢中固溶的 Nb、Ti、V 等元素以第二相析出物动态或静态在奥氏体晶界析出。晶界发生滑移时, 在应力作用下, 析出物与基体中间产生空洞, 空洞继而发展聚合形成裂纹, 降低了试验钢的热塑性<sup>[25]</sup>。

### 3 结论

1) 610L、700L、800L 及 950L 钢随 Ti 含量增加, 脆性温度区间的临界温度点逐渐降低, 低塑性槽宽度逐渐增大。950L 钢 Ti 含量最高, 高密度的纳米析出相会显著恶化其热塑性。四种试验钢在第 III 脆性区时颈缩现象较弱, 均表现为脆性断裂。微观断裂机理主要是沿奥氏体晶界析出的网膜状铁素体弱化了奥氏体晶粒的晶界强度, 从而成为裂纹扩展源。

2) 热拉伸变形后, 四种试验钢微观组织为淬火

马氏体及弥散分布的富 Nb、Ti 的碳氮化物, 其尺寸在几纳米到百纳米之间。细小的第二相粒子作为应力集中源, 在载荷作用下易于形成微孔, 从而聚集连接形成裂纹, 降低热塑性。另一方面, 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。

3) 610L、700L、800L 及 950L 铸坯中均存在微米级别的 TiN 复合析出物; 随着 Ti 含量增加, 出现纯 TiN 颗粒。在应力作用下, 这种 TiN 颗粒及其它类型的夹杂物会与基体中间产生孔洞, 孔洞继而发展聚合形成裂纹, 降低了试验钢的热塑性。

4) 为改善含钛大梁钢的热塑性能, 有必要控制钢中 TiN 在凝固前沿析出的数量和尺寸。目前可采取的措施主要降低钢水 N 含量以及按下限值控制钢水中 Ti 的添加量。此外, 在保证矫直温度的前提下也可以适当提高钢水冷却速率, 以减少 TiN 的尺寸, 理论上讲冷却强度越大, 凝固前沿析出 TiN 颗粒的尺寸越小。

### 参考文献

- [1] Li Xiaolin, Lei Chengshuai, Tian Qiang, *et al.* Nanoscale cementite and microalloyed carbide strengthened Ti bearing low carbon steel plates in the context of newly developed ultrafast cooling[J]. *Materials Science and Engineering:A*, 2017, 698: 268–276.
- [2] Wang Xinhua, Liu Xinyu, Lu Wenjing, *et al.* Carbide and nitride precipitation and hot ductility of continuous cast steel slabs containing Nb, V, Ti[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 1998, 10(6): 36–40.  
(王新华, 刘新宇, 吕文景, 等. 含Nb、V、Ti钢连铸坯中碳、氮化物的析出及钢的高温塑性[J]. *钢铁研究学报*, 1998, 10(6): 36–40.)
- [3] Zheng Shuguo, Davis Claire, Strangwood M. Elemental segregation and subsequent precipitation during solidification of continuous cast Nb-V-Ti high-strength low-alloy steels[J]. *Materials Characterization*, 2014, 95: 94–104.
- [4] Ankan Mustafa Merih. Hot ductility behavior of a peritectic steel during continuous casting[J]. *Metals*, 2015, 5(2): 986–999.
- [5] Dippenaar Rian, Bernhard Christian, Schider Siegfried, *et al.* Austenite grain growth and the surface quality of continuously cast steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2014, 45(2): 409–418.
- [6] Suzuki Hirowo G, Nishimura Satoshi, Yamaguchi Shigehiro. Characteristics of hot ductility in steels subjected to the melting and solidification[J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1982, 22(1): 48–56.
- [7] Banks K M, Tuling A, Mintz B. Influence of thermal history on hot ductility of steel and its relationship to the problem of cracking in continuous casting[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28(5): 536–542.
- [8] Vedani Maurizio, Dellasega David, Mannuccii Aldo. Characterization of grain-boundary precipitates after hot-ductility tests of microalloyed steels[J]. *ISIJ international*, 2009, 49(3): 446–452.
- [9] Mintz Barrie, Crowther D N. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting[J]. *International Materials Reviews*, 2010, 55(3): 168–196.
- [10] Spradbery C, Mintz B. Influence of undercooling thermal cycle on hot ductility of C-Mn-Al-Ti and C-Mn-Al-Nb-Ti steels[J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2005, 32(4): 319–324.
- [11] Liu Hongbo, Liu Jianhua, Ding Hao, *et al.* Influence of Ti on the hot ductility of high-manganese austenitic steels[J]. *High Temperature Materials and Processes*, 2017, 39(4): 520–528.  
(刘洪波, 刘建华, 丁浩, 等. 钛和钒对高锰钢高温热延性的影响[J]. *工程科学学报*, 2017, 39(4): 520–528.)
- [12] Qian Guoyu, Cheng Guoguang, Hou Zibing. The Influence of the induced ferrite and precipitates of Ti-bearing steel on the ductility of continuous casting slab[J]. *High Temperature Materials and Processes*, 2015, 34(7): 611–620.



- [13] Beal Coline, Caliskanoglu Ozan, Sommitsch Christof, *et al.* Influence of thermal history on the hot ductility of Ti-Nb microalloyed steels[C]//Materials Science Forum. Trans Tech Publications Ltd, 2017, 879: 199-204.
- [14] Mintz Barrie. The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking[J]. *ISIJ International*, 1999, 39(9): 833-855.
- [15] Mintz Barrie, 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]. *Metals Technology*, 1979, 6(1): 24-32.
- [16] Mintz Barrie. Importance of Ar<sub>3</sub> 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): 132-138.
- [17] Cheng Zhuo, Liu Jinyue, Wang Shuize, *et al.* Effect of V on the hot ductility behavior of high strength hot-stamped steels and associated microstructural features[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52,(7): 3140-3151.
- [18] Jiang Xue, Chen Xianmiao, Song Shenhua, *et al.* Phosphorus-induced hot ductility enhancement of 1Cr-0.5Mo low alloy steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 574: 46-53.
- [19] Yuan Shentie, Lai Chaobin, Chen Yingjun. Hot ductility of EQ47 steel and influence of Mn and Cr on it[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2014, 39(8): 68-70.  
(袁慎铁, 赖朝彬, 陈英俊. EQ47钢的高温塑性及Mn、Cr对其高温塑性的影响[J]. *金属热处理*, 2014, 39(8): 68-70.)
- [20] Mintz B, Yue S, Jonas J J. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting[J]. *International Materials Reviews*, 1991, 36(1): 187-220.
- [21] Banks K, Koursaris A, Verdoorn F, *et al.* Precipitation and hot ductility of low CV and low CV-Nb microalloyed steels during thin slab casting[J]. *Materials science and technology*, 2001, 17(12): 1596-1604.
- [22] Mao Xinping. Titanium microalloyed steel: fundamentals, technology, and products[M]. Berlin: Springer, 2019.
- [23] Cho Kyung Chul, Mun Dong Jun, Koo Yang Mo, *et al.* Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(10-11): 3556-3561.
- [24] Wang H, Liu W Y, Duan X P, *et al.* Research into hot ductility of high aluminium dual phase steel[J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2009, 36(2): 120-124.
- [25] Mejia Ignacio, Salas-Reyes Antonio Enrique, Bedolla-Jacuinde A, *et al.* Effect of Nb and Mo on the hot ductility behavior of a high-manganese austenitic Fe-21Mn-1.3Al-1.5Si-0.5C TWIP steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 616: 229-239.

编辑 张维娜

(上接第 166 页)

- [18] Xu Z, Li Y. Dynamic behaviors of 0Cr18Ni10Ti stainless steel welded joints at elevated temperatures and high strain rates[J]. *Mechanics of Materials*, 2009, 41(2): 121-130.
- [19] Yu Jianchao, Jiang Feng, Rong Yiming, *et al.* Numerical study the flow stress in the machining process[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014, 74(1-4): 509-517.
- [20] Zhang Bing, Yue Lei, Chen Hanfeng, *et al.* Hot deformation behavior of as-cast GH4169 alloy and comparison of three constitutive models [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 50(1): 212-222.  
(张兵, 岳磊, 陈韩锋, 等. 铸态GH4169合金热变形行为及三种本构模型对比[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 50(1): 212-222.)
- [21] Sheikhalil A H, Morakkabati M. Constitutive modeling for hot working behavior of SP-700 titanium alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2019, 28(10): 6525-6537.

编辑 唐肖