

## V-微合金化高强度钢 Q420C 180 mm × 180 mm 连铸坯热塑性的研究

赵斌<sup>1</sup> 崔怀周<sup>1</sup> 汪成义<sup>1</sup> 吴巍<sup>1</sup> 王欣<sup>2</sup>

(1 钢铁研究总院冶金工艺研究所,北京 100081; 2 河北钢铁集团唐山钢铁有限责任公司,唐山 063000)

**摘要** 试验用 Q420C 钢(∕% : 0.18C, 0.34Si, 1.40Mn, 0.013P, 0.011S, 0.066V, 0.018Als, 0.0110N) 铸坯的冶炼工艺为 80 t BOF-LF-CC。采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机测试 Q420C 钢连铸坯的 600 ~ 1 400 °C 热塑性,并利用金相显微镜、扫描电镜以及透射电子显微镜分析断口形貌及金相组织和研究凝固偏析和析出物粒子对铸坯热塑性的影响。结果表明, Q420C 钢第 I 脆性区为 > 1 250 ~ 1 350 °C; 第 III 脆性区为 700 ~ 1 050 °C; 在 1 050 ~ 1 250 °C, 断面收缩率大于 60%。工业试验结果表明, 通过控制 Als 含量 0.015% ~ 0.020%, 适当降低二冷比水量(足辊段 7 ~ 8 t/h, I 段 5.5 ~ 6.5 t/h, 托辊段 14 ± 1 t/h), 铸坯矫直温度 ≥ 1 050 °C, 轧材开裂率由原 45.3% 降至 4.6%。

**关键词** V-微合金化钢 Q420C 热塑性 析出物 断口形貌

### A Study on Hot Ductility of 180 mm × 180 mm Casting Bloom of V-Microalloying High Strength Steel Q420C

Zhao Bin<sup>1</sup>, Cui Huaizhou<sup>1</sup>, Wang Chengyi<sup>1</sup>, Wu Wei<sup>1</sup> and Wang Xin<sup>2</sup>

(1 Institute for Metallurgical Process, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081; 2 Tangshan Iron and Steel Co Ltd, Hebei Iron and Steel Group, Tangshan 063000)

**Abstract** The steelmaking flowsheet of tested casting bloom of steel Q420C (∕% : 0.18C, 0.34Si, 1.40Mn, 0.013P, 0.011S, 0.066V, 0.018Als, 0.0110N) is 80 t BOF-LF-CC process. The hot ductility of casting bloom of steel Q420C at 600 ~ 1 400 °C is tested by using Gleeble-1500D thermal simulator and the morphology of fracture and structure of steel is analyzed by optical, scanning- and transmission-electron microscope to study effect of the solidification segregation and precipitates on hot ductility of casting bloom. Results show that of steel Q420C the I brittle zone is > 1 250 ~ 1 350 °C and the III brittle zone is 700 ~ 1 050 °C, and at 1 050 ~ 1 250 °C the steel has better ductility with reduction of area more than 60%. Commercial pilot production results show that with controlling Als content in steel 0.015% ~ 0.020%, properly decreasing ratio of secondary cooling water to 7 ~ 8 t/h at feet roller zone, 5.5 ~ 6.5 t/h at I zone and 14 ± 1 t/h at support roller zone, and controlling straightening temperature of casting bloom ≥ 1 050 °C, the cracking ratio of rolled products decreasing from original 45.3% to 4.6%.

**Material Index** V-Microalloying Steel Q420C, Hot Ductility, Precipitates, Fracture Morphology

Q420C 钢是一种低合金高强度钢,具有较高的冲击强度、韧性、成型性能、耐腐蚀性能、耐低温性能。相对 Q420B 钢种在 Q420C 钢中加入了质量分数 0.015% ~ 0.02% Als, 在钢中形成 AlN 提高钢的强度,但也增加了铸坯裂纹敏感性。从微观角度看,溶质元素偏析促进晶界低熔点液膜的形成<sup>[1-2]</sup>,它的出现将使初始凝固坯壳抵抗变形的能力明显下降。同时,随温度降低,微合金元素钒、铝和氮在连铸过程中大矫直应变条件下溶解析出行为将直接影响钢塑性变化,其中碳氮化物出现将导致奥氏体晶界产生应力集中现象<sup>[3]</sup>。微合金元素偏析、零强度温度(ZST)和零塑性温度(ZDT)常用来表征固液共存温度下钢的热塑性。

本文利用 Gleeble-1500D 热模拟试验机模拟分析了钢的低温脆性区,使用扫描电镜(SEM)、能谱分析仪(EDS)对拉伸断口表面进行分析,并用透射

电镜对试样在低温脆性区析出物的形貌和尺寸进行研究。

#### 1 实验材料及方法

钢厂利用 80 t 转炉、LF 钢包精炼炉流程冶炼 Q420C 电力铁塔用钢,然后用全弧形连铸机六流浇铸成 180 mm × 180 mm 方坯,高温塑性测试用试样取自钢厂生产的含钒、铝微合金化 Q420C 钢连铸方坯,对于此钢选用 S ≤ 0.030% 的优质铁水,补炉第一炉、大小修第一包禁止冶炼 Q420C 钢,采用红包出钢。复吹采用氮氩切换,出钢采用氩气,转炉终点成分控制 0.08% ~ 0.13% C, S ≤ 0.035%, P ≤ 0.020%, 转炉终点进行定氧操作。脱氧及合金化采用钢砂铝脱氧。钢砂铝在转炉炉后一次性加足,在后续工序自然衰减,精炼过程尽量不对钢中铝进行调整。合金料加入顺序:脱氧剂 → 硅锰合金(硅铁)、增碳剂、300 kg 石灰 → VN 合金和钒铁。出钢

表 1 试验 V-微合金钢 Q420C 化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of tested V-microalloying steel Q420C / %

C	Mn	S	P	Si	V	N	Als
0.18	1.40	0.011	0.013	0.34	0.066	0.011	0.018

1/4后开始加入合金料,出钢至 3/4 时加完。出钢过程及氩站采用大流量底吹氩气(不裸露钢液面),出钢后确保下渣量 $\leq 5 \text{ kg/t}_{\text{钢}}$ ,轧材厚度 18 mm。试样尺寸为  $\Phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ ,标距 89.5 mm,试样的化学成分见表 1。

水平放置试样,试样加热有效长度为 20 mm,试样室充氩气保护。整个测试系统由加热、力学测试、计算机控制和数据采集及分析处理几个部分组成可实现温度及力学参数(载荷、变形量、应变)的精确计算机程序控制<sup>[4]</sup>。

利用 Gleeble-1500D 热模拟机进行高温拉伸测试,测试时试样室通入 2 L/min 的氩气,以 10 °C/s 的速度将试样升温至 1 350 °C 并保温 5 min,然后以 3 °C/s 的速度降温(或升温)至变形温度(600 ~ 1 350 °C),保温 2 min 后以  $1 \times 10^{-3}$ /s 的变形速率对试样进行拉伸(图 1),拉伸测试过程中,自动记录变形应力和位移,试样拉断后立即对拉断部位大量喷水冷却以保持断口形貌。对拉断试样用精度为 0.01 mm 的游标卡尺测量断口直径,并对试样断口进行扫描电镜分析,将试样纵向剖开,研磨抛光后经 4% 硝酸酒精侵蚀,进行金相显微镜观察分析。

## 2 实验结果和分析

### 2.1 Q420C 钢铸坯热塑性曲线

铸坯试样的断面收缩率与变形温度的关系如图 2 所示。由图 2 可知,铸坯试样在最高测试温度

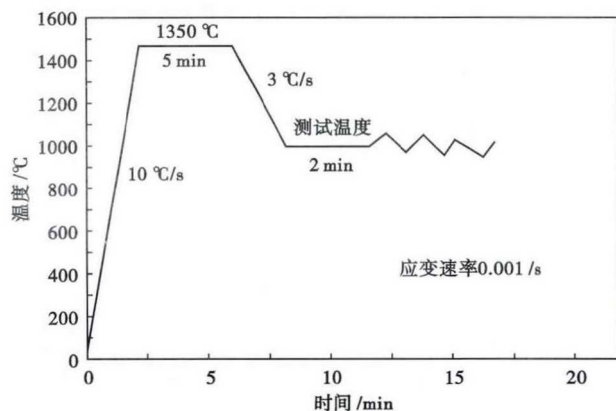


图 1 Q420C 钢铸坯热塑性测试过程

Fig. 1 Process of examination of steel Q420C casting bloom hot ductility

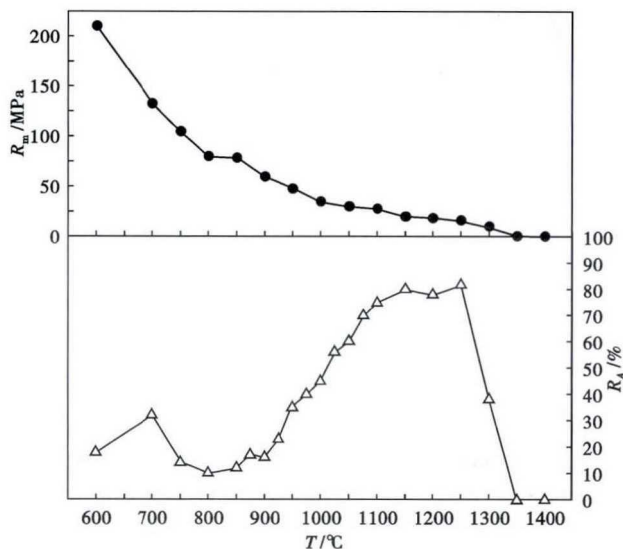


图 2 Q420C 钢铸坯热塑性曲线

Fig. 2 Hot ductility curves of steel Q420C casting bloom

1 350 °C 时断面收缩率( $R_A$ )最低,随着温度的降低, $R_A$  逐渐升高,铸坯在 1 250 °C 有最高塑性,在 1 250 ~ 1 050 °C 铸坯塑性大于 60%,随着温度继续降低,铸坯  $R_A$  降低,在 800 °C 时  $R_A$  为最低值。轧材试样在最高测试温度 1 400 °C 时断面收缩率  $R_A$  最低,随着温度的降低, $R_A$  逐渐升高,轧材在 1 150 °C 有最高塑性,随着温度的继续降低到 800 °C,塑性降至最低值,在 1 010 ~ 1 250 °C 铸坯塑性大于 60%。铃木洋夫<sup>[5]</sup>等的研究表明,从钢的熔点到 600 °C 存在 3 个脆性温度区,熔点至 1 200 °C 为第 I 脆性温度区;1 200 ~ 900 °C 为第 II 脆性温度区;900 ~ 600 °C 为第 III 脆性温度区。其中,第 II 脆性区域只在应变速率大于  $1 \times 10^{-2}$ /s 时出现,本实验采用的是  $1 \times 10^{-3}$ /s 的较低应变速率,因此没有出现第 II 脆性区。

日本学者实际经验发现<sup>[5]</sup>,当  $R_A > 60\%$  时,铸坯不出现表面裂纹,而当  $R_A < 60\%$  时,铸坯裂纹敏感性增高。由此依据,可将  $R_A = 60\%$  作为衡量标准来划分高塑性区和低塑性区的范围,则 Q420C 钢的高温热塑性可分为 3 个区域:1 350 ~ > 1 250 °C 为第 I 脆性区,试样的塑性低;1 050 ~ 1 250 °C 为塑性区,Q420C 钢的塑性比较高,最高塑性出现在 1 250 °C, $R_A = 82\%$ ;700 ~ 1 050 °C 为第 III 脆性区,试样的塑性较低,断面收缩率  $R_A < 60\%$ 。

### 2.2 断口形貌分析

#### 2.2.1 第 I 脆性温度区断口分析

图 3(a,b) 为试样断口在扫描电镜下观察到的形貌特征。在 1 350 °C 和 1 300 °C 变形温度下钢种的强度和塑性都很差,从断口形貌来分析,这一区断裂

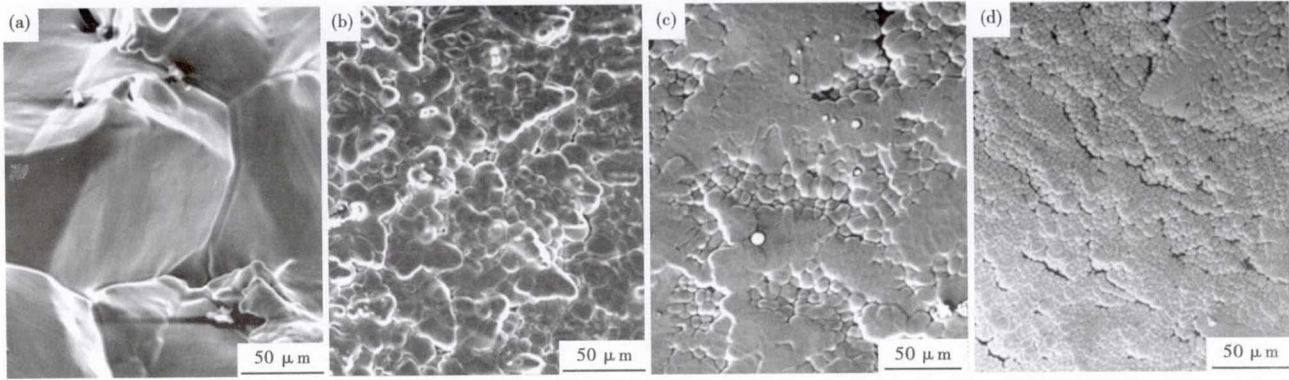


图3 Q420C 钢铸坯热塑性试验断口形貌,SEM:(a)1 350 °C;(b)1 300 °C;(c)1 200 °C;(d)1 100 °C

Fig. 3 Morphology of hot ductility tested fracture of steel Q420C casting bloom, SEM: (a) 1 350 °C; (b) 1 300 °C; (c) 1 200 °C and (d) 1 100 °C

主要是由于液相的影响,从图3(a)中可以观察到液滴凝固收缩形成的凹坑。晶界处的原子排列与晶内相比,其有序性较差,由于晶界处不致密的原子排列易吸附S、P等低熔点杂质元素,产生偏析,使得温度接近固相线时,晶界部分熔点较晶内部分低,在较高温度时先发生部分熔化,在拉应力作用下试样沿晶界开裂被拉断,故发生沿晶脆性断裂。从铸坯试样断口照片可以看到,断口平滑,呈液相凝固自由收缩,沿晶界液膜破坏的形貌,随着温度的降低,固相连接的部分增多,塑性好转。

### 2.2.2 高温高塑性温度区的断口形貌分析

拉伸测试在  $1 \times 10^{-3}/s$  的应变速率下进行,在  $1150 \sim 1250$  °C 时,钢种表现很好的塑性 ( $>80\%$ )。试样断口为典型树枝晶形貌,变形温度高于晶界处FeS、Fe(S、O)杂质熔点,试样由凝固的钢基体和晶界处局部熔体两部分组成,熔体部分很少。试样进行拉伸时,主要是固体部分发生变形,发生一定量变形后,试样中熔体部分所占比例增加并且不断聚集,最后由熔体部分导致断裂。拉断时断口表面覆盖着一层液相,断口晶粒表面存在树枝晶组织,即试样断裂后熔体部分冷凝留下的迹象。图3(c,d)为  $1200$  °C 和  $1100$  °C 变形温度下试样断口在扫描电镜下观察的特征。从图3(c,d)看出,随着温度的进一步降低,晶界残余液相逐渐凝固,断口没有出现大而深的韧窝,以及延性断裂特征。

通过金相观察,如图4(a,b)所示,在  $1200 \sim 1100$  °C 试

样金相组织为均匀的淬火马氏体组织,变形后晶粒显著细化,试样在该温度下发生了动态再结晶。随着温度的升高,发生动态再结晶所需的临界应变不断减小,直至达到某一温度后,试样在断裂前所承受的应变超过了再结晶临界应变,于是发生了动态再结晶<sup>[6]</sup>,而动态再结晶反过来又促进了塑性的进一步改善。动态再结晶的发生使得试样发生穿晶断裂,塑性显著改善。在此温度区间,初期微孔仍然在晶界三重点处萌生,但晶界在高温、较大应变下可获得足够的驱动力而发生迁移。由于最初萌生于晶界三重点的微孔或裂纹不能与晶界一同迁移,而被迁移了的晶界包含于晶粒中,只能通过裂纹尖端应力集中形成的剪切来横穿整个晶粒并相互连接后才能导致断裂<sup>[7]</sup>,最后断裂时,断口表面比较光滑,故表现为塑性良好的穿晶断裂。

### 2.2.3 第三脆性温度区断口形貌分析

从图5(a,b,c)所示的断口形貌上看,这一温度区间的断口呈脆性断裂状,因而表现出极低的塑性。当变形温度  $<900$  °C,奥氏体晶界开始有微细铁素

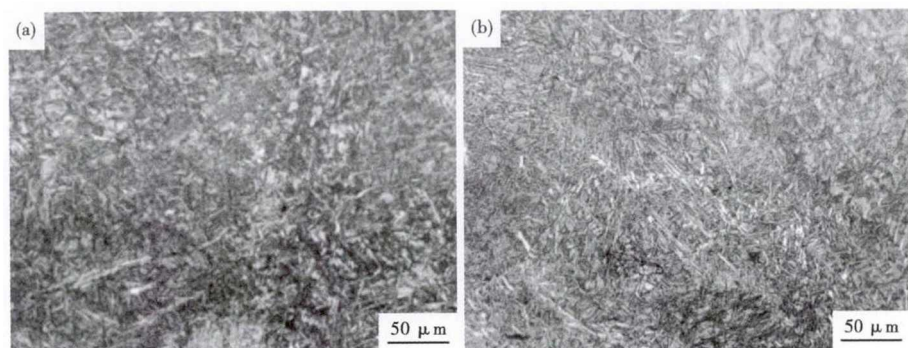


图4 Q420C 钢铸坯  $1200$  °C (a) 和  $1100$  °C (b) 塑变形和淬火后的组织形貌

Fig. 4 Morphology of structure of steel Q420C casting bloom hot-deformed and quenched at  $1200$  °C (a) and  $1100$  °C (b)

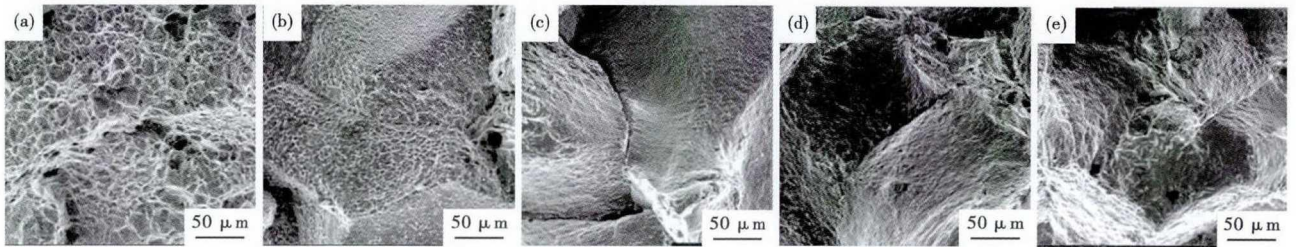


图 5 Q420C 钢铸坯热塑性试验断口形貌, SEM: (a)700 °C; (b)750 °C; (c)800 °C; (d)850 °C; (e)900 °C

Fig. 5 Morphology of hot ductility tested fracture of steel Q420C casting bloom, SEM: (a) 700 °C; (b) 750 °C; (c) 800 °C; (d) 850 °C and (e) 900 °C

体析出,温度进一步降低,奥氏体晶界形成网状先共析铁素体膜并逐渐向奥氏体内部发展,随后在晶粒内部生成铁素体相,拉伸变形时由于铁素体相的强度只是奥氏体相的1/4,应力下变形主要集中在沿奥氏体分布的铁素体相中,当应力超过晶界铁素体相所能承受的强度时,在铁素体中便产生空洞微裂纹<sup>[8]</sup>。当发生滑移时,晶界处的形变与晶内的形变不能协调,则在晶界处就会形成微裂纹,尤其晶界处存在 S、Ca、Mn 夹杂物使得晶界上的粒子处应力、应变进一步集中,导致了沿晶脆性断裂。另外,在液态金属凝固过程中,树枝晶长大互相交错在一起,在金属最后凝固的地方,由于(Mn, Fe)S、AlN 等偏析元素及夹杂物的存在,降低了树枝晶界的强度,因此在应力作用下在晶界首先出现裂纹,裂纹扩展造成断裂。

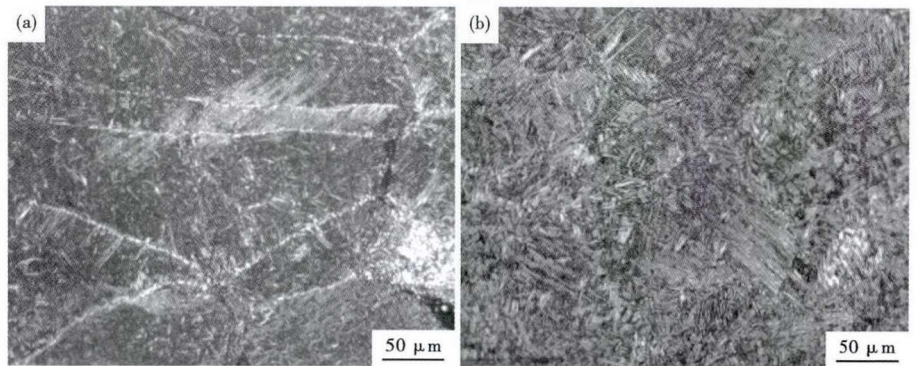


图 6 Q420C 钢铸坯 850 °C (a) 和 950 °C (b) 热变形和淬火后的组织形貌

Fig. 6 Morphology of structure of steel Q420C casting bloom hot-deformed and quenched at 850 °C (a) and 950 °C (b)

图 5(d,e)断口照片中可以看到沿铁素体相网膜展开的裂纹,裂纹周围未发生塑性变形,所以此时试样的断裂机理为沿晶断裂模式。

试样断口纵截面金相组织观察,如图 6(a)所示,850 °C 试样中存在环绕奥氏体晶界 5 ~ 15 μm 厚铁素体薄膜,夹杂物周围存在微孔,微裂纹形成主要是沿先共析铁素体开裂,呈典型沿晶韧性断裂。图 6(b)为 950 °C 试样微裂纹形成主要是垂直于拉伸方向,裂纹沿奥氏体晶界扩展,断裂面较为光滑,失效机理是由奥氏体晶界滑移造成的,呈典型沿晶脆性断裂。

### 3 微合金元素 Al 和 V 对热塑性的影响

利用钢中添加微合金元素形成的碳氮化物在不同条件下的溶解和析出来细化晶粒及产生沉淀强

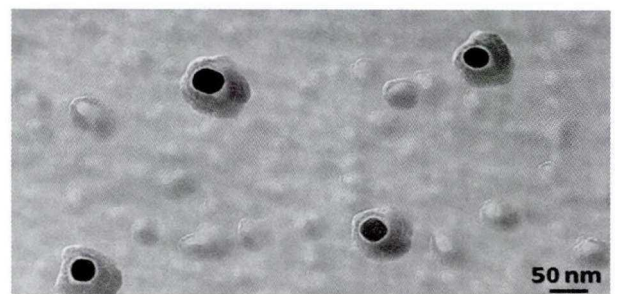


图 7 Q420C 钢铸坯 900 °C 热塑性试验断口析出物形貌, TEM

Fig. 7 Morphology of precipitates in steel Q420C casting bloom hot ductility fracture tested at 900 °C, TEM

化。微合金元素的固溶析出过程随不同的变形温度变化,很大程度上影响钢的高温热塑性。

900 °C 变形温度下,高温断口处析出物的透射电镜照片如图 7 所示。可见,由于变形温度低,析出物长大困难,析出物多而弥散,尺寸约为 15 nm。此时钢的脆化主要起因于先共析铁素体沿晶界的析出,而含 V 和 Al 钢中 V(C,N)和 AlN 的析出物则进一步降低了断面收缩率。合金元素大部分溶解在奥氏体中,很少有析出物,所以有较高的断面收缩率。

在第Ⅲ脆性温度区脆性产生的原因一般有2个:(1)奥氏体单相区低温区脆化,其主要由钢中第二相质点,如 AlN, V(C, N) 等晶界的析出引起;(2)奥氏体-铁素体两相转变区高温区的脆化,即在奥氏体晶界处析出网状铁素体薄膜,其强度低,变形阻力小,在外力作用下成为应力集中位置,导致在晶界断裂。Q420C 钢不含铌和钛,没有 TiN, Nb(C, N) 颗粒的析出行为,故其第Ⅲ脆性温度区脆性主要是由网状铁素体薄膜沿高温奥氏体晶界析出引起。

对于含 Al 和 V 钢,从不同碳氮化析出物热力学及其颗粒在奥氏体中的溶度积曲线可知,当温度处于 900 ~ 1 000 °C 时,为 Q420C 钢的奥氏体单相区,将发生 AlN 颗粒析出,析出物与母相共格性好,所以强化了奥氏体晶粒内部,此时应力(外部或内部)对应的变形就集中在奥氏体晶界附近使晶界发生明显脆化,同时 AlN 钉扎奥氏体晶界,抑制了动态再结晶,提高了该钢的第Ⅲ脆性区温度上限。另外由溶度积曲线可以得出,析出物的含氮量越高,则溶度积越小,因此可以通过降低钢中氮的含量来降低 V(C, N) 和 AlN 的析出温度,建立合理的二冷制度使铸坯在弯曲或矫直时的表面温度避开第Ⅲ脆性温度区域,从而减少铸坯裂纹形成。

#### 4 工业试验效果

通过控制钢中 Als 含量(0.015% ~ 0.020%),优化二冷制度,减轻二冷比水量、定期检查喷嘴,保持高的铸坯表面温度以防过冷,有助于减轻铸坯的轧制裂纹,二冷参数:足辊角部第2、4排水喷嘴不用,减少气水喷射角度,降低二冷区冷却水流量30%。足辊段水流量由 10 t/h 降低到 7 ~ 8 t/h,气水喷嘴流量由 10 t/h 降低到 6 ~ 7 t/h。保证铸坯矫直温度  $\geq 1 050$  °C。优化保护渣以及加强设备监控等措施,工业试验生产共轧制 195 支铸坯,其中出现裂纹缺陷的铸坯 9 块,开裂率为 4.6%,具体情况见表2。统计结果来看,轧制裂纹缺陷主要集中在

160 × 160 × 16 型号钢种(全部为 160 × 160 × 16 等边角钢,意思是边长为 160 mm,厚度为 16 mm 的等边角钢),开裂率高达 8.1%,但与之前开裂率 45.39% 相比,改进效果较为明显。

#### 5 结论

(1) Q420C 钢的热塑性可分为 3 个区域:1 350 ~ 1 300 °C 为第 I 脆性区,试样的塑性低;1 050 ~ 1 250 °C 为塑性区, Q420C 的塑性比较高,最高塑性出现在 1 250 °C,  $R_1 = 82\%$ ; 600 ~ 1 050 °C 为第Ⅲ脆性区,试样的塑性较低,断面收缩率  $R_1 < 60\%$ 。

(2) Q420C 钢铸坯在 1 350 °C 时发生了过熔断裂,1 200 °C 时发生穿晶断裂,而 900 °C 时为沿晶断裂;当温度继续下降时,沿晶脆性断裂转化为塑性断裂。

(3) Q420C 钢在第Ⅲ脆性区的脆化原因,一是 V(C, N) 和 AlN 等第二相在奥氏体单相区晶界析出导致的脆化,二是原奥氏体晶界处析出的网状铁素体导致的。

#### 参考文献

- [1] Thomas B G, Brimacombe J K, Samarasekera I V. The Formation of Panel Cracks in Steel Ingots, A State of the Art Review, Part 1: Hot Ductility of Steel[J]. Transactions of the Iron and Steel Society, 1986, 7(10): 7-20.
- [2] Kim K, Lan H N, Yeo T, et al. Analysis of Surface and Internal Cracks in Continuous Cast Beam Blank[J]. Ironmaking and Steelmaking, 1997, 24(3): 249-256.
- [3] 赵冬伟, 曹建春, 周晓龙, 等. 变形 Nb-Mo 钢中碳氮化物在奥氏体中的析出[J]. 材料热处理学报, 2012, 33(5): 91-94.
- [4] 郑芳, 宋红梅. Gleeble 3800 热模拟试验机在宝钢的典型应用与功能开发[J]. 宝钢技术, 2003(5): 29-33.
- [5] 常桂华, 曹亚丹, 吕志升, 等. 连铸坯的高温力学性能分析[J]. 鞍钢技术, 2007(6): 25-29.
- [6] Cardoso G, Mintz B, Yue S. Hot Ductility of Aluminium and Titanium Containing Steels With and Without Cyclic Temperature Oscillations[J]. Ironmaking and Steelmaking, 1995, 22(5): 365-372.
- [7] 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: 187-195.
- [8] 吴光亮, 孙彦辉, 周春泉, 等. CSP 板坯(Q235B)高温力学性能试验研究[J]. 钢铁, 2006, 41(5): 73-79.

赵斌(1986-),男,博士生(北京钢铁研究总院),2011年西安建筑科技大学(本科)毕业,炼钢工艺和铸坯质量研究。E-mail:250643540@qq.com

收稿日期:2017-06-06

表2 工艺改进后工业试验 Q420C 钢轧材裂纹率

Table 2 Cracking rate of rolled products of pilot produced steel Q420C after process improvement

(长 × 宽 × 厚)/mm	产量/支	开裂量/支	开裂率/%
125 × 125 × 14	33	0	0
140 × 140 × 16	51	0	0
160 × 160 × 16	111	9	8.1
合计	195	9	4.6