

20MnSiNb 钢高温塑性及其与 Nb(C,N)析出的关系

宋海武¹, 艾星辉², 齐长发¹, 臧振东¹

(1.唐山钢铁股份有限公司 技术中心, 河北 唐山 063016; 2.唐山科技职业技术学院 冶金系, 河北 唐山 063001)

摘要:应用 Gleeble-3500 热/力模拟试验机研究了不同奥氏体化温度及不同应变速率下 20MnSiNb 钢的高温塑性, 发现降低奥氏体化温度及增加应变速率均可使第 III 脆性区的塑性好转。当奥氏体化温度为 1 350℃、应变速率为 0.001 s⁻¹、拉伸温度低于 1 025℃时, 塑性急剧下降。用扫描电镜、透射电镜及光镜分别观察了断口形貌、析出物以及断口金相组织, 确定了断裂模式, 分析了脆化原因。同时指出了试验钢在实际生产条件下适宜的铸坯矫直温度及轧制过程中铸坯开裂的可能性。

关键词:含铌钢; 连铸坯; 热塑性; 应变速率

中图分类号: TG142.41

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2007)20-0027-05

Hot Ductility of 20MnSiNb Steel and Its Relationship With Nb(C,N) Precipitates

SONG Hai-wu¹, AI Xing-hui², QI Chang-fa¹, ZANG Zhen-dong¹

(1. Technical Center of Tangshan Iron & Steel Co., Ltd., Tangshan 063016, China;

2. Department of Metallurgy, Tangshan College of Science and Technology Occupation, Tangshan 063001, China)

Abstract: The hot ductility of 20MnSiNb steel at different strain rate and different heating temperature was studied using Gleeble-3500 thermal-mechanical simulator. It's found that the ductility in embrittlement region III improves as the strain rate increases or heating temperature decreases. When heating temperature is 1 350℃, strain rate is 0.001 s⁻¹ and tensile temperature is below 1 025℃, the hot ductility decreases rapidly. The fractographs, precipitates and micrographs were observed by SEM, TEM and optical microscope. The fracture mode was made sure. The reason of embrittlement was analyzed. The appropriate temperature of continuous cast slab turning to flat and the cracking possibility during rolling manufacture were indicated.

Key words: Nb-containing steel; continuous cast slab; hot ductility; strain rate

金属材料的高温塑性与材料的成分、加热条件、应变速率等有直接关系。高温塑性的好坏对连铸、轧制等过程会产生很大影响。传统的 20MnSiV HRB400 III 级钢筋由于 V-Fe、VN 合金价格大幅上涨正在被 20MnSiNb 取代。在 20MnSiNb 热轧钢筋开发过程中, 为避免在连铸及热轧过程中铸坯开裂, 本文研究了各种工艺参数对高温塑性的影响规律。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料取自 20MnSiNb 钢连铸方坯, 其化学成分如表 1 所示。试样在铸坯上的截取位置与铸

表 1 实验用钢化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of tested steel (wt%)

C	Mn	S	P	Si	Nb	N
0.18~0.25	1.35~1.60	≤0.045	≤0.045	0.4~0.8	0.02~0.04	(50~80)×10 ⁻⁶

坯长度方向平行, 且限制在表层以下 16 mm 之内。

1.2 实验方法

将钢材切削加工成 $\phi 10 \text{ mm} \times 120 \text{ mm}$ 两端带螺纹的圆柱形拉伸试样, 试验在 Gleeble-3500 热/力模拟试验机上进行。为模拟连铸及常规轧制两种状态下的高温塑性, 加热温度分别为 1 350℃和 1 200℃, 试验工艺如图 1 所示(个别升温到 1 350℃以上)。加热方式为电流流经试样的电阻式加热, 加热之前操作室抽真空并充氩气保护, 防止试样氧化。试样拉断后立即水淬以保持断口组织形貌; 测量断口处截面积以计算断面收缩率 Z 值, 作为

收稿日期: 2007-06-01

作者简介: 宋海武(1965-), 男, 河北丰润人, 高级工程师, 硕士;

电话: 0315-2703394; E-mail: tangshansteel@163.com

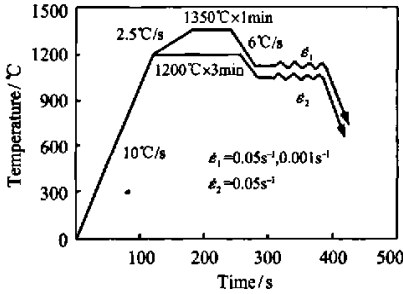


图1 试验工艺示意图
Fig.1 Tensile test and thermal cycles

高温塑性指标;做出断面收缩率随温度的变化曲线,找出脆性温度区间;在其他条件不变的情况下改变应变速率以研究其对塑性的影响。实验中以图2曲线③的塑性研究为主线,曲线②和曲线①分别研究应变速率和加热温度对塑性的影响规律。

1.3 断口微观分析

用光镜观察断口淬火金相组织,判断晶粒大小及组织形貌。采用扫描电镜观察断裂试样的断口形貌,确定断裂方式,并分析试样的断裂机理,观察断口处是否有第二相粒子(氧化物、硫化物、氮化物等),若有则利用能谱定性鉴定。用透射电镜观察析出物的数量及形貌。光学显微组织观察的截面为过拉伸轴线的剖面;透射电镜观察面及断口扫描界面与拉伸方向垂直。

2 实验结果及讨论

2.1 高温塑性随温度变化曲线

试验钢断面收缩率 Z 随温度变化曲线如图2所示。可以看出,当加热温度为 1200°C 、应变速率为 0.05 s^{-1} 时(曲线①),在 $950\sim 600^{\circ}\text{C}$ 温度区间出现了明显的塑性降低(第III脆性区),其形状呈V字形,最低值为 60% ;当加热温度升高至 1350°C 、应变速率仍为 0.05 s^{-1} 时(曲线②),塑性降低的温

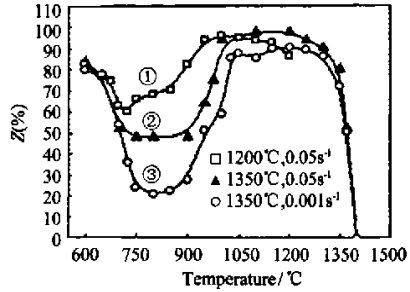


图2 20MnSiNb 钢热塑性曲线
Fig.2 Hot ductility curves of 20MnSiNb steel

度区间变宽,为 $1000\sim 600^{\circ}\text{C}$,其形状呈U字形,谷值面缩率较低,为 48% ;当保持 1350°C 加热温度而降低应变速率为 0.001 s^{-1} 时(曲线③),曲线下移,尤其在第III脆性温度区间下降更多,谷值面缩率仅为 21% 。其形状仍为U形,宽度又有增加,为 $1025\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。试验中未出现明显的第II类脆性。温度高于 1350°C 塑性急剧下降(第I类脆性区)。

图3为曲线③对应的不同温度拉断断口处水淬组织照片。随变形温度的降低,淬火组织由典型的板条状马氏体组织变为较零乱的淬火组织,这是由于较低温度下动态再结晶变得困难,奥氏体中存在较多的位错及变形带,为相变提供了更多的形核部位。

图4为曲线③中部分变形温度对应的应力-应变曲线。可以看出, 1000°C 以上时,随应变变量增加,应力达到峰值后呈波浪状下降,说明发生了动态再结晶。峰值应变的 0.83 倍对应于动态再结晶的开始^[1],其后第一个应力波谷为第一轮动态再结晶完成,该动态再结晶模式为典型的间断式动态再结晶。峰值应力出现后总应力逐渐下降是由于随变形量的增加,截面逐渐缩小,所能承受的总拉力降低造成的。当温度由 $1100^{\circ}\text{C}\rightarrow 1050^{\circ}\text{C}\rightarrow 1000^{\circ}\text{C}$ 时,发生动态再结晶的临界变形量和临界应力逐

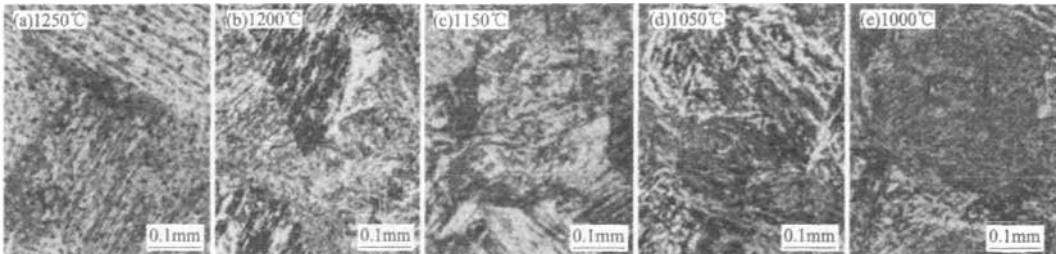


图3 20MnSiNb 钢试样断口光学显微组织照片
Fig.3 Optical fractographs of specimens elongated at different temperature

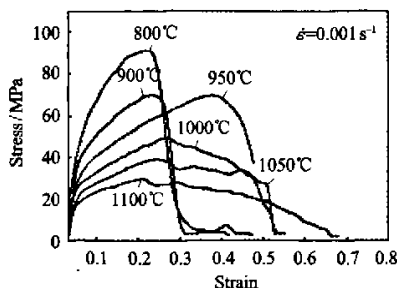


图 4 不同拉伸温度下应力-应变曲线
Fig.4 Stress-strain curves elongated at different temperature

渐增大,再结晶变得越来越困难。当温度在 950℃ 以下时,不能发生动态再结晶。

图 5(a)为 900℃ 拉断后水淬组织,可以见到沿晶界裂纹的存在。图 5(b)为拉断后自然冷却组织,由于断后试样两端仍夹持在带水冷系统的夹具两端,冷却速度为 15~20℃/s,由沿原奥氏体晶

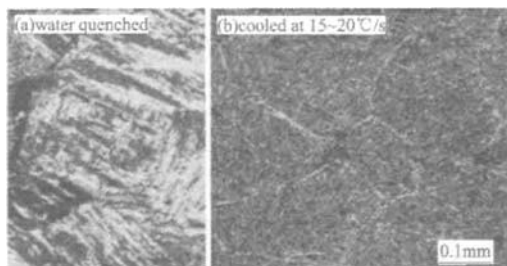


图 5 900℃ 拉断光学显微组织照片
Fig.5 Optical fractographs of specimens elongated at 900℃

界析出的铁素体可辨认出原奥氏体晶粒有少许伸长,拉断之前的变形量很小,但其淬火组织的零乱程度仍较大;网状析出的铁素体非常连贯,无断裂扭曲迹象,表明它并不是在变形时形成的,而是在断后冷却过程中形成的。900℃ 拉断时奥氏体晶粒度比 1250℃ 时的小很多,说明在高温、低应变速率长时间保温状态下晶粒会长得很粗大。

图 6 为曲线③中 600℃ 拉断断口扫描电镜

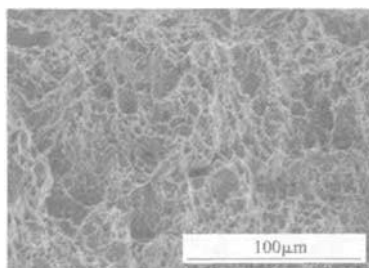


图 6 600℃ 变形断口扫描电镜照片
Fig.6 SEM fractograph of specimen elongated at 600℃

像,图 7 为曲线③中 900℃ 断口扫描电镜像。600℃ 断口为典型穿晶塑性断口,而 900℃ 断口为典型沿晶脆性断口。

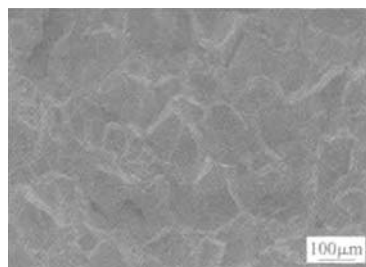


图 7 900℃ 变形断口扫描电镜照片
Fig.7 SEM fractograph of specimen elongated at 900℃

2.2 Nb(C,N)的析出

根据欧文公式^[2]:

$$\lg(\text{Nb})(\text{C} + \frac{12}{14}\text{N}) = 2.26 - \frac{6770}{T}$$

试验钢 Nb 含量为 0.02%~0.04%,C 含量为 0.18%~0.25%,N 含量为 $(50\sim80)\times 10^{-6}$,计算得 Nb 的全固溶温度为 1169~1321℃。若按平均成分计算,0.03%的 Nb 在 1252℃ 以上可实现全固溶,其它各温度对应的固溶量见图 8。

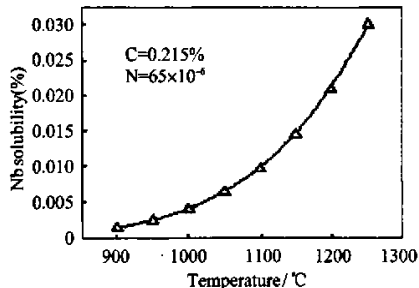


图 8 铌溶解度曲线
Fig.8 Solubility curve of Nb

可以看出,从 1250℃ 到 900℃,高温下 Nb 的溶解度迅速降低,低温下溶解度降低速度变缓。由于过饱和而析出的铌以 Nb(C,N)形式存在于奥氏体中。通过透射电镜观察发现,只有当温度低于 950℃ 时才有相当数量的 Nb(C,N)析出,900℃ 时析出量达到最大,温度继续降低则析出量减少。该结果与文献[2]相一致。图 9 为 950℃ 复型透射电镜像,Nb(C,N)析出物形貌为点状或球状,尺寸为 10~20nm。实验中对同样加热制度下未拉伸淬火试样中的析出物进行了观察,未发现微细析出物存在,表明此类析出物为动态析出产物;文献[3]研究了 0.055%C-1.30%Mn-0.17%Si 的 Nb、Ti 微

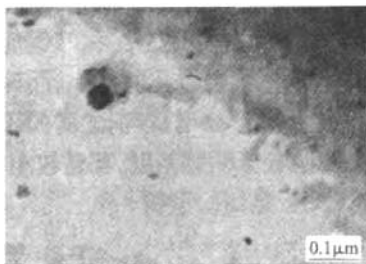


图9 950℃变形时析出物形貌

Fig.9 TEM morphology in specimen fractured at 950℃

合金化钢的动、静态 PTT 曲线,含 0.09%Nb 钢在 900℃保温 10 min, Nb(C,N)沉淀量未发生变化,而 40%形变后,析出过程显著加快,孕育期缩短至秒级,说明 Nb(C,N)的析出主要为形变诱导析出。图 10 为析出物能谱分析图。

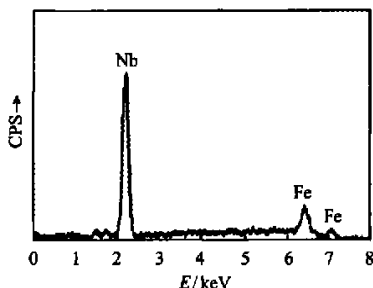


图 10 析出物 EDS 能谱图

Fig.10 EDS pattern of the precipitate

2.3 1350℃以上试样的断裂机理

在这一温度区域内,即第 I 脆性区,断裂主要与液相的形成有关。由于在该区域内加热温度高,晶界熔化致使晶界处形成液膜,尤其当晶界处富集低熔点杂质时,晶界液膜会在更低的温度下形成。在拉应力作用下,随着熔化区扩展,空洞在晶界生成并且沿晶界成长,最终导致沿晶界断裂。由于在该温度区间的脆性是由晶界熔化造成的,自然与拉伸应变速率无关,从图 2 的曲线②和曲线③可以得到印证。

2.4 1350~1025℃试样的断裂机理

在图 2 曲线③中在 1350~1025℃,试样的塑性普遍较好,断面收缩率均在 70%以上。由于高温下试样拉断瞬间产生电弧使断口表面熔化,故未能保留完整断口形貌,但由于其面缩率和 600℃时的基本一致,可以判断其拉伸断口亦为穿晶塑性断口,见图 6。该温度区间为第 II 脆性区,

造成脆性的主要原因是硫和氧以(Fe,Mn)S 和(Fe,Mn)O 的形式过饱和析出^[9]。当析出物尺寸细小(0.2~0.5 μm)且沿晶界析出时,就会造成沿晶脆性断裂;当析出物粗化(2~5 μm)且间距增加或析出物保持在晶内时,则不会产生脆性。拉伸前缓冷有利于析出物粗化,使脆裂倾向降低。实际上,当钢中硫、氧含量较高且 Mn/S 值低时才产生明显脆性。现代冶金技术已可将钢中硫、氧降到很低水平,因此该类脆性通常不会出现,这也是本实验在该温度区间未见明显脆性的原因。

2.5 1025~600℃试样的断裂机理

此温度区间正好为试验钢的第 III 脆性区。钢的热塑性普遍较低,特别是 800℃时,面缩率只有 20%左右,见图 2 曲线③。从断口形貌上看(如图 7),这一温度区间的断口呈冰糖状,为典型沿晶断裂断口,断裂周围基本上没有发生塑性变形,因而表现出极差的塑性。

该温度区间的脆性通常认为与沿奥氏体晶界析出的铁素体膜有关。变形温度高时为奥氏体单相区变形;变形温度降低进入奥氏体铁素体两相区时,沿奥氏体晶界开始有微细铁素体析出。温度进一步降低,奥氏体晶界形成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。在铁素体膜生成的温度下变形时,由于铁素体的强度仅为奥氏体的几分之一,使应力很容易集中在晶界铁素体处,当拉应力超过晶界铁素体强度极限时,在铁素体中便产生空洞并聚合长大,变形时的晶界滑移更是加速该过程的进行。图 2 中曲线①的塑性最低值发生在 725℃。而以 6℃/s 冷速用膨胀仪测出的 A_{r_3} 相变温度为 727℃。看来塑性最低值对应的温度为 γ - α 相变开始温度。

然而,图 2 中曲线②和曲线③在远高于 A_{r_3} 温度就产生了严重的脆性。曲线②中 900℃就达到了最低值;曲线③中 900℃虽未达到最低值,但和最低值已相差无几。其脆化原因显然不是由于铁素体膜沿奥氏体晶界析出造成的。由前述知,900℃变形时已有大量的 Nb(C,N)沿晶界析出,尺寸较小,间距较密,钉扎在奥氏体晶界,阻止晶界移动,对动态再结晶有强烈的阻止作用。变形过程中如能发生动态再结晶,引发的晶界迁移可将原晶界处生成的微裂纹包围在新晶粒内,阻止裂纹的聚合、长大和扩展^[9]。此外,AIN 也在该温度范

围内析出,产生类似的作用,但效果比 Nb(C,N)的作用小很多。原因是 AlN 虽然也起到质点钉扎作用,但 Al 的溶质拖曳作用远不如 Nb,毕竟溶质拖曳作用是质点钉扎作用充分发挥其效能的基础^[1]。

实际上,除上述析出物之外,也有 (Fe, Mn)S 和 (Fe, Mn)O 沿奥氏体晶界析出。在拉应力的作用下,这些析出物变为应力集中源,引起空洞的形成、增长和合并,加之再结晶困难,晶界难于迁移,使得变形难以维持继续,很快发生脆性断裂。(Fe, Mn)S 和 (Fe, Mn)O 产生的脆化作用比 Nb(C, N)也要小很多,因为不含铌的类似碳钢不会在如此高的温度产生如此严重的脆性^[2]。形变诱导 γ - α 相变也是使钢在较高温度产生脆性的原因之一^[3]。

实际连铸生产中铸坯的塑性状态和图 2 曲线③接近,如果矫直温度低于 1000℃(面缩率 $Z=60\%$),则很容易产生表面横向裂纹,控制矫直温度为 1000℃以上时,铸坯表面质量良好。

2.6 应变速率及加热温度对塑性的影响规律分析

比较图 2 中曲线②和曲线③可见,当应变速率由 0.001s^{-1} 升到 0.05s^{-1} 时,塑性变好,且脆性区的右侧左移,韧脆转折温度由 1025℃降至 1000℃。在低应变速率下,有充足的时间实现铁素体膜的形成及 Nb(C,N)、AlN、(Fe, Mn)S 和 (Fe, Mn)O 等沿晶界的析出,而且应变速率越低,晶界滑移的趋势越大,因此在第 III 脆性区变形时,产生了非常明显的脆化。关注 1000℃时高、低两种应变速率下的面缩率分别为 94%、60%,差别是非常明显的。然而,在第 II 脆性区几乎没有上述的脆化原因,仍导致了低应变速率低塑性(但差别很小),主要由于高应变速率下,整个试样统一变形,由应力集中造成的裂纹生成和扩展的敏感性降低造成的。

对比图 2 中曲线①和曲线②,二者的应变速率相同,加热温度不同,前者为 1200℃,后者为 1350℃。1200℃加热时韧脆转化温度更低,为 950℃,且脆化程度普遍减小,最低面缩率仍可达 60%。它发生在 γ - α 相变开始温度(A_{r3}),是由于铁素体膜沿奥氏体晶界析出造成的。在高于 A_{r3} 温度时脆化程度也减轻的原因是析出物数量减少且主要固定在晶内。如前所述,平均铌含量 0.03% 全固溶温度为 1252℃,在 1200℃加热时存在部分

未溶的 Nb(C,N),因此当温度降低时,由于过饱和而析出的析出物数量减少且由于未溶析出物的晶核作用,而使析出物保持在晶内。对于常规高速线材轧制而言,加热温度为 1150~1200℃,粗轧采用无孔型轧辊轧制,开裂敏感性较大,但由于轧制时温度高,应变速率也较高,塑性好,因此通常不会产生开裂缺陷。

3 结论

(1) 20MnSiNb 钢 1350℃奥氏体化,应变速率为 0.001s^{-1} 时,拉伸温度低于 1025℃时塑性急剧下降。实际连铸生产中,矫直温度控制在 1000℃以上,铸坯表面质量良好。当奥氏体化温度为 1200℃、拉伸温度低于 950℃时塑性才明显降低,但下降幅度较前者少,最低面缩率仍可达 60%。在常规高速线材轧制条件下,通常不会产生开裂缺陷。

(2) 在其他条件相同的情况下,增加拉伸应变速率,可使第 II、III 脆性区的塑性好转,但第 III 脆性区好转更甚,同时也会使第 III 脆性区变窄,主要是右侧边界左移。降低奥氏体化温度也可使第 III 脆性区的塑性好转,同时使脆化区域变窄,表现为两侧向中间收缩,只是右侧收缩得更厉害些。

(3) 20MnSiNb 钢冷速为 6℃/s 时 A_{r3} 温度为 727℃,在该温度下变形由于铁素体膜的生成而使塑性明显降低。但在高温奥氏体化条件下,在远高于 A_{r3} 的温度也产生显著脆性,其主要原因是 Nb(C,N)的析出使动态再结晶变得困难造成的;而在 A_{r3} 附近的脆性则是铁素体膜和 Nb(C,N)沿奥氏体晶界析出共同作用的结果。

参考文献:

- [1] 王有铭,李曼云,韦光.钢材的控制轧制和控制冷却[M].北京:冶金工业出版社,1995.20-22.
- [2] 王新华,昌波.700~1000℃间含 Nb 钢铸坯的延塑性降低与 Nb(C,N)析出[J].金属学报,1997,33(5):485-490.
- [3] 刘嘉禾.钒铌钛等微合金元素在低合金钢中的应用基础研究[M].北京:北京科学技术出版社,1992.281.
- [4] Hirowo G SUZUKI, Satoshi NISHIMURA, Shigehiro YAMAGUCHI. Characteristics of hot ductility in steels subjected to the melting and solidification[J]. Transactions ISIJ, 1982, 22: 48-56.
- [5] 东涛,孟凡茂,王祖滨,等.神奇的 Nb 在钢铁中的应用(迄今经验与未来发展)[M].北京:中信美国钢铁公司,1999.478,241. [2]