

夹杂物的类型与形态对超高强度钢塑性的影响

夏志新, 杨卓越, 苏杰, 雅莉

(钢铁研究总院 结构材料研究所, 北京 100081)

摘要: 利用扫描电镜和能谱分析等检测手段研究了不同冶炼工艺生产的 G50 钢中夹杂物类型和尺寸分布。研究表明: 抗拉强度和屈服强度主要受微观组织影响, 与夹杂物的类型和形态无关。NiCN 与基体间结合力相对硫化物与基体间的结合力大。在塑性断裂过程中, 裂纹在夹杂物形成的空穴处扩展存在竞争机制, 优先出现在与基体结合力差且形态应力集中的夹杂物处, 其次是与基体结合力强同时有应力集中的形态的夹杂物。

关键词: 超高强度钢; 夹杂物; 塑性

中图分类号: TG142.1⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2008)05-0017-05

淬火 + 回火态低合金超高强度钢很早就广泛应用于结构材料领域^[1,2]。拉伸性能作为常规而最为关键的力学性能一直受到重视, Goto 及 Tamita 等^[3-5]对低合金超高强度钢拉伸塑性断裂过程作了深入的研究, 甚至在夹杂物对拉伸性能的影响上也作了大量研究, 提出夹杂物的形态和分布对拉伸性能有明显的影响, 但对于夹杂物形态在塑性断裂过程中对塑性的影响, 以及对裂纹扩展的影响并未作深层次的阐述, 为此本文研究分析了电弧炉 + VOD + 真空自耗重熔工艺和真空感应炉熔炼、真空自耗重熔 (VM + VAR) 工艺冶炼的 G50 超高强度钢中的 MnS 复合夹杂物, 通过对比分析了两种工艺冶炼钢锭的成分、微观组织和拉伸力学性能, 得到了一系列有益的结论。

1 试验材料与方法

G50 超高强度试验钢采用“真空感应炉 + 真空自耗重熔炉”冶炼和“电弧炉 + VOD (真空炉外精

炼) + 真空自耗重熔炉”冶炼的两炉 4.8 吨钢锭, 炉号分别为 T05R1-97 和 T05R1-226。自耗重熔后各取头尾部钢锭锻造成 90mm × 90mm 的方坯 (始锻温度 1150℃, 终锻温度 850℃), 其化学成分 (包括气体) 见表 1。从方形坯上横向 (T) 和纵向 (L) 分别切取 $\phi 5 \times 25$ mm 拉伸试样, 示意图如图 1。所有试样经过 920℃ × 1h 正火、860℃ × 1h 油冷淬火, 最终经过 300℃ × 2h 空冷回火处理。拉伸试验在 WE-300 型试验机上进行, 所有力学性能至少取 3 个试样的平均值。力学性能测试后用 HITACHI S-4300 冷场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察拉伸试样断口形貌, 以及观察抛光后的试样, 取若干个视场统计不同形态夹杂物出现的概率, 同时结合 EDAX 能谱分析夹杂物、成分、形态和尺度。通过标点计数法测定体积分数^[6], 在目镜内置标注 20 × 20 格点, 在平行轧制方向的部分选取 60 个随机视场 24000 个点格, 统计分析测定体积分数。随机采取夹杂物形态测量平均纵横比和平均直径。长条形夹杂和椭圆形夹杂都等体积近似处理为球状, 平均直径 D 和平均间距分

表 1 冶炼钢的化学成分和气体分析 /w% (O, N 为 ppm)

Table 1 Chemical composition (wt%) and gas analysis (ppm) of G50 steel

Heat	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Mo	Nb	O	N
T05R1-97	0.285	1.98	0.6	0.0023	0.0048	4.49	1.05	0.61	0.031	< 10	18
T05R1-226	0.28	1.88	0.6	0.001	0.008	4.45	1.04	0.57	0.034	< 10	23

别按公式 (1), (2) 计算

$$D = \pi / 2 \left[\frac{\sum n d_i}{\sum n_i} \right] \quad (1)$$

收稿日期: 2007-11-23; 修订日期: 2008-02-24

作者简介: 夏志新 (1982-), 男, 硕士研究生, (E-mail)

xiazhixin2000@163.com。

$$X_0 = 0.89R_0f^{1/3} \quad (2)$$

d_i 是类似球状夹杂物表观直径, n_i 是该尺寸夹杂物出现的频率, R_0 夹杂物平均半径, f 夹杂物体积分数。抛光试样分别用 3% 硝酸 + 20% 甘油 + 70% 酒精 + 7% CC1溶液, 以及 3% 硝酸酒精溶液腐蚀出晶粒度和组织, 在光学显微镜下观察且用图像软件测量尺寸大小。各取试样用 (90% 乙酰丙酮 + 1% LC1甲醇溶液) 电解抛光, 电流 $i = 0.08A/cm^2$, 用扫描电镜采集图片并采用标点计数法计算其体积分数。然后各取 $\phi 10 \times 150$ mm 试样用大样电解法电解出未溶的析出物, 在 X 射线衍射仪上测定析出物类型和结构, X 射线衍射仪电压取 35kV, 电流为

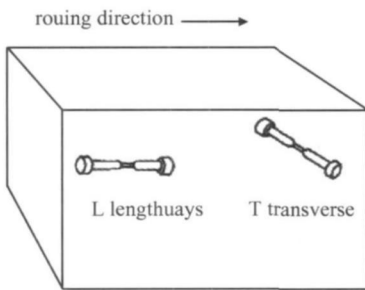


图 1 拉伸试样取向示意图

Fig 1 Schematic diagram of testing orientations of tensile sample

40mA, 扫描步长 0.0170° , 步长时间 $19.685'$ 。

2 试验结果及分析

2.1 力学性能与夹杂物对比分析

从表 1、2 可以看出两种工艺冶炼的钢成分非常相近, 经过相同的热处理 ($920^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 正火, $860^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 淬火, $300^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ 回火) 后, 不同取向试样拉伸性能中抗拉强度和屈服强度相当接近, 而塑性指标有明显差异, 尤其是两炉钢纵、横向试样面缩率有较大差异。在两炉钢经历相同的热加工工艺的情况下, 钢的微观参数 (马氏体基体组织、回火时析出相、以及奥氏体化时未溶的碳化物、氮化物和碳氮化物等) 相同, 微观参数决定了 G50 超高强度钢优异的性能 (表 2) 而夹杂物对塑性也有一定的影响。表 3 对比分析了两炉钢中的夹杂物体积分数和尺寸分布, 根据标点计数法分别计算夹杂物体积分数。结合以上结论看出“真空感应 + 真空自耗重熔”冶炼的 T05R1-97 钢中硫化物夹杂物尺寸较小、平均间距较小, 纵横比较大, 尤其是细类夹杂物较多, 相应的细夹杂物密集区域较多, 而“电弧炉 + VOD + 真空自耗重熔”冶炼的 T05R1-226 钢中 MnS 夹杂物均匀弥散分布, 夹杂物尺寸较大、间距较大。

表 2 不同冶炼工艺 G50 钢的力学性能

Table 2 Mechanics properties of G50 steel with different smelting technology

Heat	R_m / MPa	$R_{0.2}$ / MPa	A / %	Z / %
T05R1-97L	1760	1440	11.5	57.5
T05R1-97T	1750	1430	9.5	39.5
T05R1-226L	1780	1450	13	58
T05R1-226T	1780	1450	9.75	46

表 3 两炉钢中非金属夹杂物统计分析

Table 3 Statistic analysis of non-metallic inclusion in two heats

Heat	MnS Volume fraction / %	Mean length / μm	Mean width w / μm	Mean aspect ratio (l/w)	Mean radius R_0 / μm	Mean space X_0 / μm
T05R1-97	0.024	4.74	1.65	3.78	1.15	14.36
T05R1-226	0.008	3.52	2.28	2.12	1.2	15.35

2.2 微观参数及拉伸断口形貌对比分析

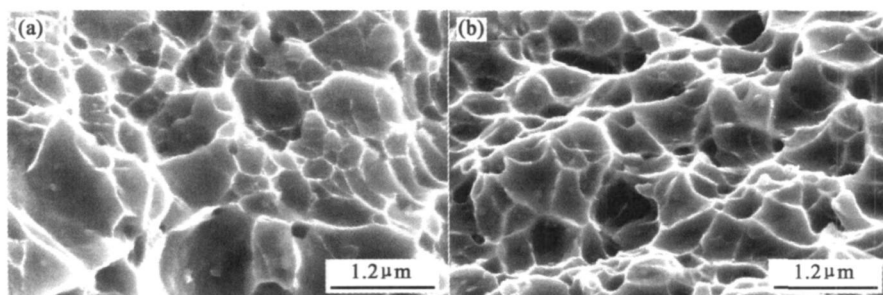
对两炉钢回火态析出物 X 射线分析, 经计算分析知析出物为 NbCN 和 M_6C , 表 4 中显示两炉钢中析出物的体积分数基本相同, 原奥氏体晶粒度和板条束尺寸也无明显区别, 图 2a、b 分别是两炉钢中断口上 M_6C 的显微照片, 由于碳化物尺寸较小, 在断裂过程中最后形成空洞, 裂纹扩展、合并直至断裂失

效, 两炉钢的碳化物分布无明显差别, 图 3 是两炉钢回火态的马氏体组织照片, 从图中能直观反映出两炉钢显微组织无明显差别, 故微观组织和碳化物基本对拉伸力学性能差距无显著影响。而夹杂物尺寸、形态、分布对塑性可能有一定影响, 为证实这一设想, 对比观察了拉伸断口形貌。

表 4 两炉钢中微观尺寸和析出物体积分数

Table 4 Size of microstructure and volume fraction of precipitation in two heats

Heat	NbCN	M ₆ C	Austenite grain size $D_V/\mu\text{m}$	Packet diameter $D_p/\mu\text{m}$
T05R1-97	0.000322	0.0026	13.0 μm	6.85 μm
T05R1-226	0.000341	0.00298	12.9 μm	6.90 μm

图 2 两炉钢中断口上的 M₆C 形貌

(a) T05R1-97 钢; (b) T05R1-226 钢

Fig. 2 Morphology of M₆C in two heats

(a) heat T05R1-97; (b) heat T05R1-226

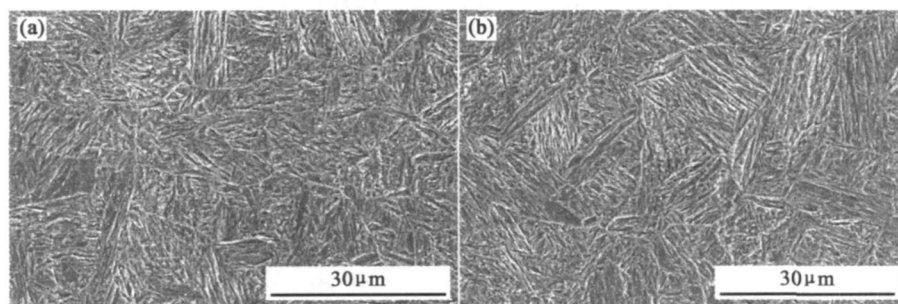


图 3 两炉钢中微观组织 (a) T05R1-97 钢; (b) T05R1-226 钢

Fig. 3 Microstructure in two heats (a) heat T05R1-97; (b) heat T05R1-226

在图 4a T05R1-97 纵向拉伸试样中, 塑性断裂过程是垂直夹杂物长方向进行, 其应力集中情况与长条状硫化物横截面相关, 基本上与图 4(b) T05R1-

226 钢纵向试样中颗粒状硫化物所受应力状态相似, 故在纵向试样在塑性断裂过程中表现出良好的塑性。

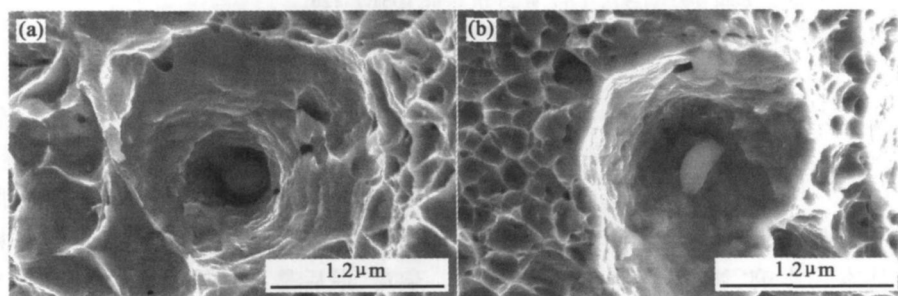


图 4 两炉钢纵向拉伸试样中硫化物形态与断口形貌

(a) T05R1-97 钢; (b) T05R1-226 钢

Fig. 4 Scanning electron micrographs of fracture surface from tensile specimens in longitudinal orientation

(a) heat T05R1-97; (b) heat T05R1-226

从图 5a b 两炉钢中 MnS 夹杂物断口可以看出,在室温下,夹杂物比周围的基体硬,这导致基体变形应力和应变集中,通过基体和夹杂物的分开或者夹杂物的破裂产生空穴,在断裂过程中,空穴首先在通常是最大尺寸 MnS 夹杂处形成,然后才是稍小的氧化物夹杂,最后是细小的碳化物^[7],随后裂纹扩展、合并直至断裂。在图 5(a) T05R1-97 钢横向试样中沿着长条状 MnS 方向,基体来不及塑性变形已经失效断裂,面缩率和延伸率很大程度的降低。由于应力集中系数 K_t 与曲率半径 ρ 成反比,在图 5b T05R1-226 钢横向试样中椭圆形夹杂物也产生相应的应力集中,沿着椭圆的长轴方向断裂失效,降低塑性,但由于椭圆形的曲率半径较大,应力条件相对长

条形得到很到的改善,塑性也得到一定程度的改善。但从图 5c d 两炉钢中 NbCN 夹杂物断口看出,在图 5c T05R1-97 钢横向试样中, NbCN 夹杂物与基体的结合力较强,在断裂过程中形成大而深的韧窝,对塑性影响较小。在图 5d T05R1-226 钢横向试样中,当 MnS 夹杂物形态得到改善后,应力状况得到改善,而 NbCN 夹杂物形态是长条形,虽然与基体结合力相对 MnS 较好,但由于其应力集中十分严重,故塑性断裂的裂纹沿着 NbCN 夹杂物长方向扩展,基体未完全塑性变形已经被破坏。证实了 T05R1-226 横向试样断口中很难发现颗粒状硫化物,以及 MnS 夹杂物形态得到改善,而塑性与纵向存在明显差异。

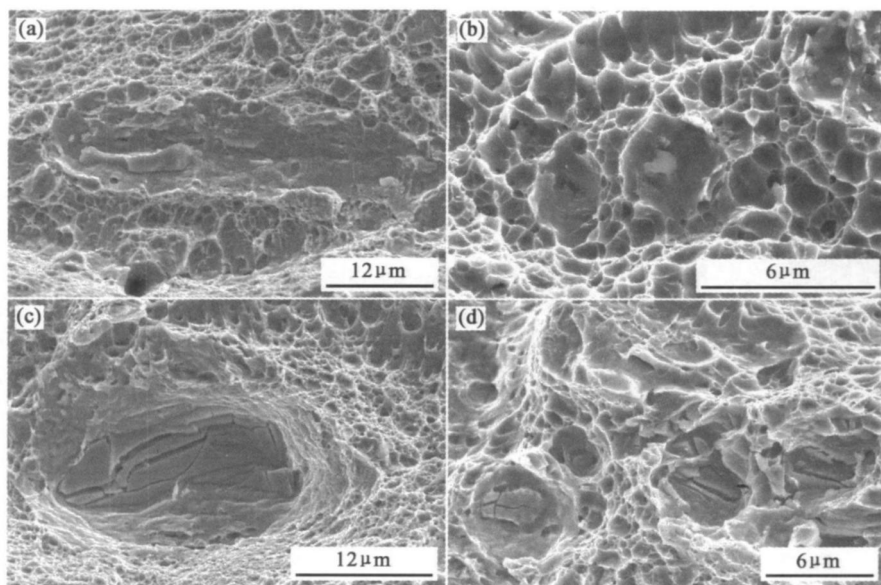


图 5 两炉钢横向拉伸试样中夹杂物形态与断口形貌

- (a) T05R1-97 钢中的 MnS (b) T05R1-226 钢中的 MnS
(c) T05R1-97 钢中的 NbCN, (d) T05R1-226 钢中的 NbCN

Fig. 5 Scanning electron micrographs of fracture surface from tensile specimens in transverse orientation

- (a) MnS in heat T05R1-97 (b) MnS in heat T05R1-226
(c) NbCN in heat T05R1-97, (d) NbCN in heat T05R1-226

3 结论

(1)在成分相近时,不同冶炼工艺对钢中碳化物的形态和分布基本无影响, NbCN 与基体间结合力相对硫化物与基体间的结合力大。

(2)抗拉强度和屈服强度主要受微观组织影响,而塑性与夹杂物的尺寸分布和形态有关。

(3)在塑性断裂过程中,裂纹在不同类型和形态夹杂物形成的空穴处扩展存在竞争机制,优先出现在与基体结合力差及应力集中的形态的夹杂物处,其次是与基体结合力强而应力集中的形态的夹杂物,最后是与基体结合力差而应力状况较好的夹杂物处,导致横向试样塑性降低,而改善 T05R1-226 钢中 MnS 夹杂物形态,钢的塑性得到一定程度的改善。

参考文献:

- [1] SPEICH G R. Tempering of Low-Carbon Martensite[J]. Transactions of the Metallurgical Society of A M E, 1969, 245(12): 2553- 2564.
- [2] GARRISON W M. Jr. Ultrahigh-strength Steels for Aerospace Applications[J]. JOM, 1990(5) : 20- 24.
- [3] GOTO D M, KOSS D A, JABLOKOV V. The influence of tensile stress states on the failure of HY-100 steel[J]. Metallurgical and Materials Transaction (A), 1999, 30: 2835- 2842.
- [4] TOMITA Y. Low temperature mechanical properties of quenched and tempered 0. 4C-Ni-C-Mn STEEL AFTER CONTROLLED ROLLING [J]. Materials Science And Technology, 1988, 4(7): 613- 620.
- [5] TOMITA Y. Effect of morphology of nonmetallic inclusions on tensile properties of quenched and tempered 0. 4C-C-Mn-Ni steel[J]. Materials characterization, 1995, 34: 121- 128.
- [6] ASIM E562-02 Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count [S].
- [7] LESLIE W C. The Physical Metallurgy of Steels[M]. McGraw-Hill Int Book Co., Tokyo, 1982, 269.

Effect of Type and Morphology of Inclusions on Plastic Properties of Ultrahigh Strength Steel

XIA Zhixia, YANG Zhuo-yue, SU Jie, DING Yaling

(Institute for Structure Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract The type and size distribution of inclusion on G50 steel smelted by different metallurgy processes have been analyzed by SEM, EDAX. Results have indicated that tensile and yield strength are mainly affected by microstructure regardless of type and morphology of inclusions. Cohesion between NbCN and matrix is much bigger than that of between MnS and matrix. During plastic fracture, crack propagation is manipulated by the mechanism of competition in the inclusion of different type and morphology. It firstly appears in the site of inclusions which have both the poor cohesion with matrix and the shape of stress concentration, then at the inclusions with strong cohesion with matrix and stress concentration.

Key words ultra-high strength steel; inclusion; plastic properties