

Ti—B 微合金化焊缝金属的韧化机制

隋少华¹, 蔡玮玮², 宋天革¹, 张 岸³

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程系, 威海 264209; 2. 威海锅炉压力容器
检验所, 威海 264209; 3. 鞍山钢铁公司, 鞍山 114002)



隋少华

摘 要: 针对 500 ~ 600 MPa 低合金高强度钢的韧化问题, 研究了夹杂物对 Ti—B 微合金化焊缝金属针状铁素体形成的影响。钢中的非金属夹杂物, 对促进晶内针状铁素体的形成, 提高焊缝金属韧性有显著的作用。通过电镜分析, 探讨了夹杂物的类型、成分对针状铁素体形成的作用。结果表明, Ti、Mn、Al、Si 的复合氧化物夹杂可有效地促进针状铁素体形核, 而 MnO·SiO₂ 夹杂和 MnS 夹杂对针状铁素体形核作用不大。夹杂物对针状铁素体形核的主要用是, 在夹杂物周围能形成一个塑性畸变区, 这个由夹杂物与母相热膨胀系数差引起的塑性区, 对针状铁素体的形成有一定作用。
关键词: 针状铁素体; 夹杂物; 形核; 焊缝金属; 热膨胀系数
中图分类号: TG 4 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253—360X(2004)06—103—04

0 序 言

近年来, 对低合金钢焊缝金属组织与韧性的研究表明: 针状铁素体组织具有较高的强度和韧性, 可有效地阻止裂纹扩展。提高焊缝中针状铁素体比例, 是提高 500 ~ 600 MPa 级焊缝金属韧性十分有效的途径。
目前, 关于针状铁素体形核的机理, 存在不同的观点^[1~3], 尤其是夹杂物对针状铁素体形核的作用, 还存在着很大分歧。许多研究者认为: 夹杂物对针状铁素体的形核起着重要作用。但究竟什么类型的夹杂对针状铁素体的形核起促进作用, 有些研究者认为 TiN、TiO^[4] 夹杂能促进针状铁素体形核; 有的研究者认为富 Al 夹杂能促进针状铁素体形核^[2, 3]; 还有的研究者则认为夹杂物的某种尺寸分布对针状铁素体的形核是有效的。

为此, 针对 500 ~ 600 MPa 级低合金高强度钢的韧性问题, 研究了针状铁素体的形成机理, 并对夹杂物的成分对针状铁素体形成的影响进行了分析、探讨。

1 试验过程

采用直流单丝自动埋弧焊机, 对试板进行焊接, 试板用开 V 型坡口的 16Mn 钢, 焊剂为自己研制的

添加 Ti、B 微合金化的 Al₂O₃—CaO—CaF₂ 系陶质焊剂。焊接条件和焊丝、母材、焊缝金属的化学成分及焊剂的成分见表 1、2、3。

表 1 焊接条件
Table 1 Welding conditions

道次	电流 I/A	电压 U/V	焊速 v/(mm·min ⁻¹)	热输入 E/(kJ·cm ⁻¹)
1	550	30	300	33
2	680	32	360	36

表 2 焊丝和母材及焊缝金属的化学成分(质量分数, %)
Table 2 Chemical composition of base metal
welding wire and weld metal

	C	Si	Mn	Ti	B
焊丝	0.063	0.02	0.51	—	—
母材	0.15	0.41	1.43	—	—
焊缝金属	0.08	0.15	1.32	0.02	0.007 1

表 3 焊剂主要成分(质量分数, %)
Table 3 Flux composition

Al ₂ O ₃	CaCO ₃	CaF ₂	MgO	SiO ₂
20 ~ 30	15 ~ 25	15 ~ 25	10 ~ 20	0 ~ 10
ZrO ₂	TiO ₂	钛铁	锰铁	硼砂
0 ~ 10	10 ~ 20	0 ~ 2	0 ~ 3	0 ~ 6

一道焊缝金属的组织,并用 SEM505 型扫描电镜,对试样进行针状铁素体形成的分析,用能谱分析仪确定夹杂物的成分。

2 试验结果

焊缝金属的金相组织如图 1 所示。由图 1 可见,在 Ti-B 微合金化的焊缝组织中,以大量的晶内针状铁素体为主,伴有少量的晶界先共析铁素体。

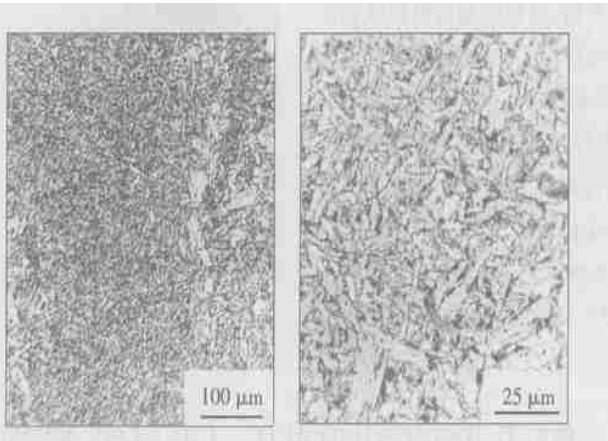


图 1 Ti-B 微合金化焊缝金属的金相组织
Fig. 1 Microstructures in weld metal containing Ti-B showing a high percentage of acicular ferrite

利用扫描电镜对该试样针状铁素体的形成进行细致的分析,发现夹杂物对针状铁素体的形核有明显的作用,如图 2 所示。

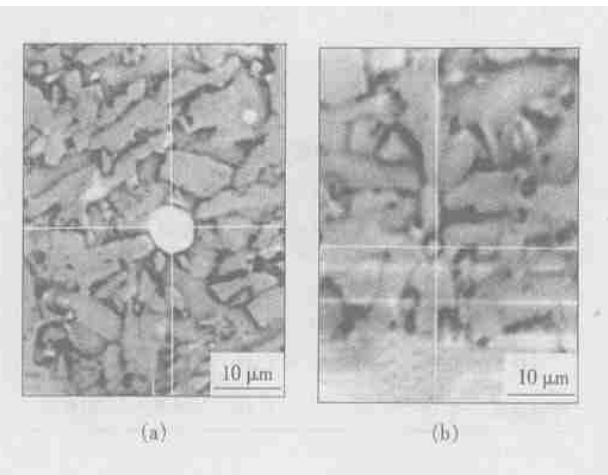


图 2 夹杂物诱发针状铁素体形核
Fig. 2 Scanning electron micrographs of acicular ferrite nucleation induced inclusion

针状铁素体以夹杂物为中心,呈放射状生长。对此类夹杂物进行能谱分析,发现它们都是含有 Ti、Al、Si、Mn 的复合氧化物夹杂,且形核夹杂具有成分不均匀性。在焊缝中的位置不同,形核夹杂主要元

素的峰值不同,甚至在同一夹杂物的不同部位,其主要成分的峰值也不同,如图 3 所示。

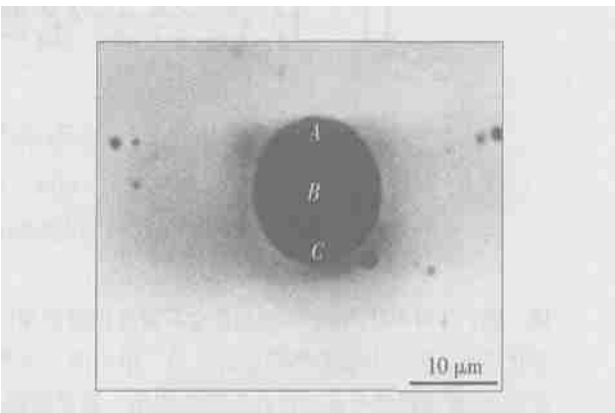


图 3 能谱分析形核夹杂物成分不均匀性
Fig. 3 X-ray energy dispersive analysis of inclusion, showing heterogeneous nature of inclusion

用能谱分析仪,对图 3 中形核夹杂物的不同部位进行微区成分分析,结果见表 4。

表 4 夹杂物中不同区域的成分(质量分数,%)
Table 4 Chemical composition of inclusion

区域	Al	Si	Mn	Ti	Fe	S
A	3.556	5.550	26.949	17.242	46.263	—
B	6.997	21.093	44.847	6.700	17.178	0.741
C	4.696	11.748	18.508	2.522	60.704	0.479

从表 4 成分分析结果不难看出,在夹杂物的不同部位,其成分相差很大。在夹杂物的 A 区域,主要以 Ti、Mn 元素为主;而 C 区域,则含 Ti 较少;在夹杂物中心 B 区域,则以 Si、Mn 元素为主。显然,在夹杂物的不同区域,其主要元素的含量不同,但它们都是含有 Ti、Mn、Si、Al 的复合氧化物夹杂。

对图 2b 中的夹杂物进行分析,在十字线交叉点的夹杂为 Ti、Al、Si 的复合氧化物夹杂,其对针状铁素体形核有明显促进作用。通过对夹杂物的能谱分析,发现富 Al、富 Ti 的夹杂物,能有效的促进针状铁素体形核,而单纯的 $MnO \cdot SiO_2$ 夹杂不利于针状铁素体形核。在图 2b 十字线左边的夹杂为 $MnO \cdot SiO_2$ 夹杂,从图中可见,其对针状铁素体形核不起作用。

试验中还发现, MnS 夹杂也不能促进针状铁素体形核(如图 4 所示),这与 MnS 夹杂的热膨胀系数及其与 $\alpha-Fe$ 之间的晶格错配度的大小有关。

在针状铁素体的形成过程中,感应形核方式对针状铁素体形成也有明显作用(如图 5 所示)。针状铁素体在先期形成的铁素体片感应上形核,感应形核所得到的针状铁素体与先期形成的针状铁素体呈

交错形式存在。

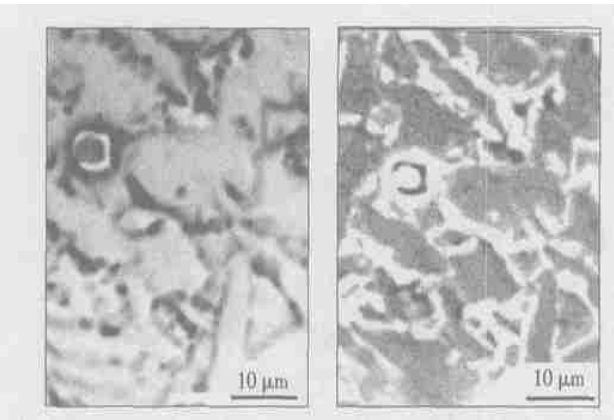


图 4 焊缝中的 MnS 夹杂物
Fig. 4 MnS inclusion in weld metal



图 5 针状铁素体感应形核
Fig. 5 Sympathetic nucleation of acicular ferrite

3 分析讨论

从上述试验结果不难看出, 针状铁素体以感应形核和夹杂物形核两种方式存在(图2、图5)。通过电镜观察发现, 在夹杂物周围存在一个“阴影区”, 如图2b 的十字中心及图4 所示, 这个“阴影区”实际是夹杂物周围形成的一个塑性畸变区。夹杂物对针状铁素体形核的作用, 可以通过夹杂物周围热应力场的模型来进行分析。

当基体中存在刚性夹杂物时, 由于它和基体的热膨胀系数不同, 在冷却过程中, 夹杂物附近的基体会产生很大的应力场。当应力集中超过基体的屈服应力时, 在夹杂物周围将会产生大量位错, 可作为新相形核的有效位置。对半径为 R_1 的球形夹杂, 设夹杂物周围所产生的塑性区的半径为 R' , 夹杂物周围所产生的弹性区的半径为 R_2 , 夹杂物周围的应力可以用下列公式计算^[1]:

$F_1=0 \quad (0 < R < R_1) \quad (\text{夹杂})$

$$F_2=\begin{cases} Y_2, & (R_1 < R < R') \quad (\text{基体塑性区}); \\ Y_2\left(\frac{R'}{R}\right)^3, & (R' < R < R_2) \quad (\text{基体弹性区}). \\ \left[\frac{1-2\nu_2}{E_2}-\frac{1-2\nu_1}{E_1}\right] \cdot \left[3 \ln \frac{R'}{R_1} + (1-h^3)\right] \\ = \frac{3}{2}\left[\Delta\alpha \frac{\Delta T}{Y_2} + \left(\frac{1-\nu_2}{E_2}\right)\left(\frac{R'}{R_1}\right)^3\right], \end{cases}$$

式中: $h=\frac{R'}{R_2}$; $\Delta\alpha$ 为夹杂物与基体的热膨胀系数差; ΔT 为温度变化区间; E 为弹性模量; ν 泊松比; Y_2 为基体的屈服强度, 下标 1 表示夹杂物, 下标 2 表示基体。

利用上述公式计算 $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2\cdot\text{MnO}$ 夹杂周围的应力分布如图 6 所示。

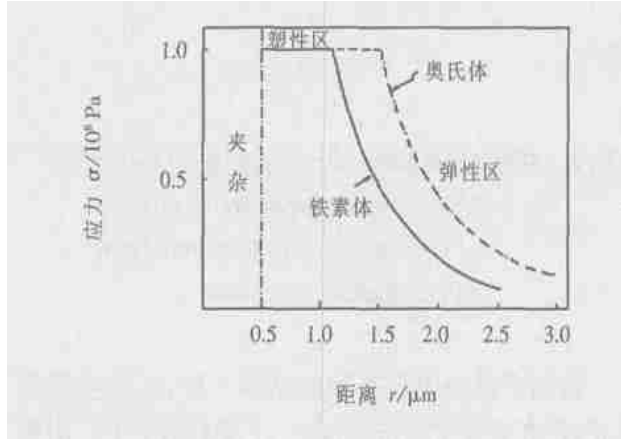


图 6 夹杂物周围的应力分布
Fig. 6 Stress distribution around a spherical inclusion^[1]

对奥氏体基体来说, $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2\cdot\text{MnO}$ 夹杂物周围的塑性区大小为 $1.5 R_1$ 。基体与夹杂物的弹性模量和热膨胀系数, 对塑性区的大小及新相形核起主要作用。夹杂物促进针状铁素体形核的作用应归因其与奥氏体之间的热膨胀系数差。由于奥氏体与夹杂物的热膨胀系数差使奥氏体产生较大的应变, 从能量角度讲, 这种方式形成的位错, 能降低总的形核应变能。因此, 可以降低铁素体的形核功。夹杂物与基体的热膨胀系数差越大, 夹杂物附近的基体上产生的应力场强度就越大。夹杂物附近的基体会产生较大的应力、应变及塑性区。不同类型的夹杂物, 其所产生的塑性区的尺寸大小不同^[3]。几种典型夹杂物和奥氏体的热膨胀系数, 如图 7 所示^[6]。由该图可见, $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ 的热膨胀系数是 Mn、Al、Si 复合夹杂热膨胀系数的 5 倍。从夹杂物周围产生的塑性区及应力场角度分析, $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ 析出不利于针状铁素体的形核, 而 Mn、Al、Si 的复合夹杂物, 则有利于针状铁素体的形核。Bhatty^[3] 等在研究中也发现 $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ 夹杂不利于针状铁素体形核, 随着夹杂物

中 Mn/Al 的提高, 针状铁素体数量减少。因此, 认为富 Al 夹杂比富 Mn 夹杂更有利于针状铁素体形核。从图 7 来看, 由于 MnS 夹杂的热膨胀系数与奥氏体的热膨胀系数非常接近。从热膨胀系数角度讲, MnS 夹杂也不利于针状铁素体的形核。

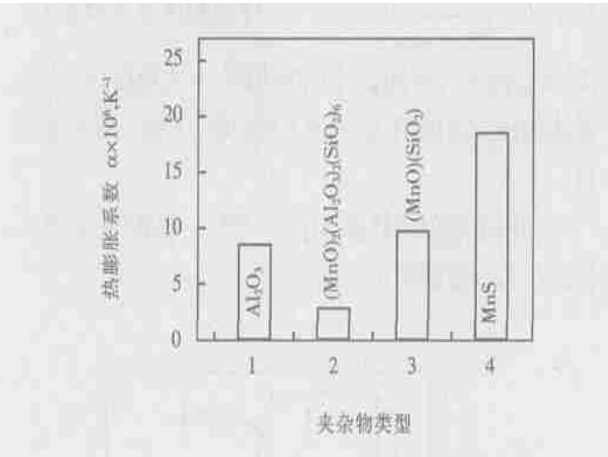


图 7 不同类型夹杂物的平均热膨胀系数(0~800 °C)
Fig. 7 Mean thermal expansion coefficient (from 0 to 800 °C) of different types of non-metallic inclusions

这与在试验中观察到的结果一致, 通过电镜观察发现, 在夹杂物周围存在一个塑性变形的“阴影区”, 这是一个由夹杂物与母相热膨胀系数差引起的塑性畸变区。在这个晶格畸变的塑性区内, 存在大量的位错, 这些位错的存在, 为针状铁素体形核提供了十分有效的位置。由于这种畸变降低铁素体形核能, 因此, 认为针状铁素体是从夹杂物周围的塑性畸变区形核的, 而不是从夹杂物表面直接形核。夹杂物的大小、类型对针状铁素体形核的作用与其周围形成的晶格畸变区的大小有关。在 Ti、B 微合金化的焊缝金属组织中, 能促进针状铁素体形核的夹杂物主要是富 Al、富 Ti 的复合氧化物夹杂, 而单纯的 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 和 MnS 夹杂不能促进针状铁素体形核, 如图 2b 十字线左及图 4 所示。这是由于 MnS 和 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 夹杂与奥氏体的热膨胀系数比较接近, 因此在冷却时, 在这两种夹杂物周围所形成的塑性畸变区较小, 所以不能有效地促进针状铁素体形核。而 Mn、Si、Al、Ti 复合氧化物夹杂的情况却与之相反, 可作为针状铁素体形核的有效核心。从图 5

可以看到, 针状铁素体首先在晶内这些有利的夹杂物处形核, 然后在先期形成的铁素体片以感应形核的方式, 形成细小的针状铁素体组织。

4 结 论

- (1) 夹杂物对针状铁素体的形核有着重要的作用, 在 Ti、B 微合金化的焊缝金属中, 能促进针状铁素体形成的夹杂物主要是 Ti、Mn、Al、Si 的复合氧化物夹杂。针状铁素体以这些夹杂物为中心, 呈放射状生长。而 $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ 复合氧化物夹杂和 MnS 夹杂的热膨胀系数与奥氏体的热膨胀系数非常接近, 不能促进针状铁素体形核。
- (2) 夹杂物对针状铁素体形核的主要作用是, 在夹杂物周围能形成一个塑性畸变区。这个畸变区的出现, 降低了总的形核应变能。因此, 可以降低铁素体的形核功, 促进针状铁素体的形成。

参考文献:

[1] Ferrante M, Akune K, Odainai M. The role of thermal construction stresses associated to inclusions in the formation of the final microstructure of weld metal deposits[J] . Journal of Materials Science , 1987, 22: 351—355.
[2] Evans G M. Ferritic steel welds containing Al and Ti microstructure and properties[J] . Welding Journal , 1995, 74(8): 249—251.
[3] Bhatti A R, Saggiere M E. The analysis of inclusions in submerged arc welds in microalloyed steels[J] . Welding Journal , 1984, 63(7): 224—228.
[4] Homma H, Ohkita H. Improve of HAZ toughness in HSLA steel by instructing finely dispersed Ti-Oxide[J] . Welding Journal , 1987, 66(10): 301—309.
[5] 潘 涛, 杨志钢, 白秉哲, 等. 钢中夹杂物与奥氏体基体热膨胀系数差异导致的热应力和应变能的研究[J] . 金属学报, 2003, 39(10): 1037—1042.
[6] Grong O, Matlock D K. Microstructural development in mild and low-alloy steel weld metals[J] . International Metals Reviews, 1986, 31(1): 27—46.

作者简介: 隋少华, 女, 1963 年 11 月出生, 工学硕士, 副教授。主要从事焊接材料方面研究工作, 发表论文数篇。
Email: shaohua-sui@yahoo.com.cn