

原位观察 TiN 粒子对低合金高强度钢模拟焊接热影响区粗晶区晶粒细化作用

万响亮, 李光强[✉], 吴开明

武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室, 武汉 430081

✉ 通信作者, E-mail: liguangqiang@wust.edu.cn

摘 要 采用高温激光共聚焦显微镜原位观察和电子背散射衍射技术研究 TiN 粒子在低合金高强度钢模拟大线能量焊接热循环过程中晶粒细化效果. 研究发现合理的 Ti 和 N 含量能形成大量细小弥散分布的纳米级 TiN 粒子, 在焊接热循环过程中有效钉扎热影响区粗晶区奥氏体晶界, 抑制晶粒粗化. 同时, TiN 附着在 Al_2O_3 表面析出, 在冷却过程中有效促进针状铁素体形核, 得到有效晶粒尺寸非常细小的由少量针状铁素体和大量贝氏体构成的复合组织.

关键词 高强度钢; 低合金钢; 热影响区; 晶粒细化; 氮化钛; 原位观察

分类号 TG142.33+1

In-situ observations of grain refinement by TiN particles in the simulated coarse-grained heat-affected zone of a high-strength low-alloy steel

WAN Xiang-liang, LI Guang-qiang[✉], WU Kai-ming

Key Laboratory for Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of the Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China

✉ Corresponding author, E-mail: liguangqiang@wust.edu.cn

ABSTRACT The effect of grain refinement by TiN particles in the simulated coarse-grained heat-affected zone of a high-strength low-alloy steel was investigated by means of analytical characterization techniques such as in-situ microscopy and electron back scattered diffraction analysis. Abundant finely dispersed nanoscale TiN particles form in the specimen and effectively retard the grain boundary migration during simulated high heat input welding, which results in refined austenite grains. TiN precipitates on the surface of aluminum oxide, which is the effective nucleation site for acicular ferrite during the cooling process and induces the austenite transform to the fine-grained mixed microstructure of a small proportion of acicular ferrite embedded in predominantly bainite.

KEY WORDS high-strength steels; low-alloy steels; heat-affected zone; grain refinement; titanium nitride; in-situ observation

我国正处于高速、持续和稳定的发展时期,大量原油储备球罐、油气管线、大型桥梁、船舶军舰等大型钢结构、设备、设施等正在进行建设. 为了大幅度提高焊接效率,降低钢结构的建设成本,大线能量焊接技术应运而生,并且成为现代钢结构制造行业中应用最为广泛的高效焊接技术. 在大线能量下,焊接热影响区粗

晶区峰值温度甚至高达 1400 ℃,传统的低合金高强钢的粗晶区组织将急剧粗化,韧性大幅度下降,给大型钢结构制造带来困难. 因此,开发适于大线能量焊接的钢材是国内外众多钢铁企业品种开发的重要课题.

国内外对低合金高强度钢的焊接热影响区粗晶区组织和性能等方面进行了大量的研究,发现晶粒细化

收稿日期: 2015-01-22

基金项目: 中国博士后科学基金资助项目(2014M550414); 武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室开放基金资助项目(FMRU201306)

是一种有效提高热影响区粗晶区韧性的途径。在大线能量焊接用钢中添加少量的钛能形成大量尺寸细小弥散分布的纳米级氮化钛粒子,这些弥散分布粒子能在焊接热循环过程中钉扎奥氏体晶界移动,有效抑制热影响区粗晶区奥氏体晶粒长大^[1]。同时 TiN 能在冷却过程中作为有效形核质点促进针状铁素体形核^[2-3],细化焊接热影响区粗晶区组织。然而,Ti 含量必须严格控制,过量 Ti 使得 TiN 粒子在高温时发生长大和重熔,从而失去对奥氏体晶粒长大的抑制作用^[4],造成焊接热影响区粗晶区晶粒粗大并导致低温冲击韧性急剧降低。研究认为合理控制钢中 Ti/N 比,使得 TiN 粒子在高达 1450 ℃ 的条件下不溶解,仍能有效钉扎晶界,提高焊接热影响区韧性^[5]。

对于焊接过程中 TiN 粒子钉扎效果及促进铁素体形核的研究,通常先进行焊接或者热模拟,随后研究试样中晶粒大小及组织类型来判断 TiN 粒子的作用。随着对 TiN 深入研究,研究人员已经不满足于对处理后的试样进行表征,而将研究目光直接投向焊接热循环过程中晶粒长大及组织演变。高温激光共聚焦显微镜原位观察技术是一种观察材料二维平面在热处理过程中随时间变化而发生组织演变的三维技术。高温激光共聚焦显微镜主要由高温加热炉和激光共聚焦显微镜两大部分组成。高温加热炉采用红外激光加热的方式,可以由程序控制从室温到 1700 ℃ 的温度变化范围内热处理。激光共聚焦显微镜具有超越一般显微镜的景深和高质量图像。该显微镜采用紫色激光器扫描照明成像,扫描速度最高可达每秒 30 幅照片。在计算机的控制下对热处理过程中的试样表面进行观察、记录和存储。激光共聚焦显微镜是材料研究的理想工具之一,尤其是观察钢铁材料在高温过程中组织相变不可

或缺。前人已经利用高温激光共聚焦显微镜原位观察技术研究魏氏体铁素体的形成^[6]、贝氏体长大^[7]、MnS 的析出行为^[8]、夹杂物和奥氏体晶粒尺寸对针状铁素体形成的作用^[2,9]、针状铁素体长大行为等^[10-11]。

为了进一步了解 TiN 在焊接热循环过程中对晶粒细化作用,本文采用高温激光共聚焦显微镜原位观察方法结合电子背散射衍射技术直接观察低合金高强度钢在模拟大线能量焊接热循环过程中 TiN 粒子抑制热影响区粗晶区奥氏体晶粒长大、促进针状铁素体形核以及针状铁素体对晶粒的细化作用。

1 实验材料与方法

实验钢板采用实验室试制的含 Ti 低合金高强度钢。钢的化学成分如表 1 所示。试样经过真空冶炼,然后浇成铸锭,经过 1200 ℃ 保温 2 h 后,再在 900 ℃ 锻造成厚度为 30 mm 钢板。为了研究钢板在大线能量焊接过程中 TiN 粒子的作用,将钢板加工成 $\phi 5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 的圆柱,抛光后放入厚度为 0.5 mm 的氧化铝坩埚。采用高温激光共聚焦显微镜对试样进行原位观察。为了更细致地观察升温过程中奥氏体晶粒长大,试样在高温加热炉中以 $5 \text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 加热速度代替焊接过程中的快速加热。由于大线能量焊接过程中峰值温度极高且降温速度较小,本实验采用热循环曲线如图 1 所示^[10],试样加热到 1400 ℃,然后保温 5 s,随后以 $5 \text{ }^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$ 的速度冷却。在模拟焊接热循环过程中,高温激光共聚焦显微镜以每秒 15 幅的速度拍摄照片。观察粒子抑制奥氏体长大和针状铁素体形成过程。在热循环结束后,采用扫描电镜、透射电镜和能谱分析研究粒子形态及组成,采用电子背散射衍射进行大小角度晶界和有效晶粒尺寸分析。

表 1 试样的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the tested steel sample

C	Si	Mn	Nb + V	Als	Cu + Ni + Cr + Mo	Ti	N	Fe
0.055	0.21	1.60	0.061	0.023	0.25	0.012	0.0044	余量

2 实验结果

2.1 TiN 粒子分析

对冷却到室温后的试样第二相粒子形貌进行观察,透射电镜形貌如图 2(a) 所示。试样中存在大量第二相粒子,且均匀弥散分布。这些粒子直径最大值和最小值分别为 55 nm 和 15 nm,平均粒子尺寸和标准偏差分别为 36 nm 和 12 nm。另外,通过能谱分析鉴定这些细小粒子为 TiN(含少量 Nb)。在试样中还发现亚微米和微米级复合粒子,图 2(c) 和(d) 分别为复合粒子扫描电镜照片和能谱。在铁素体中间的复合粒子尺寸为 $1.8 \text{ } \mu\text{m}$,能谱表明复合粒子由 Al、Ti、Mn、O、N 和

S 元素组成,确认为 Al_2O_3 核心外面包覆着一层 TiN 和 MnS。

2.2 TiN 限制晶界移动

图 3 是试样在热循环升温过程中典型的原位观察晶界移动图。奥氏体晶粒在升温过程中通过晶界移动长大。图 3(a) 中黑色线条为 1358.0 ℃ 时奥氏体晶界,白色箭头所示为第二相粒子。当经过 8.7 s 升温后,温度达到 1401.5 ℃ 时,第二相粒子存在的晶界没有发生移动,而没有粒子的晶界(黑色箭头处)明显右移 10 ~ 12 μm 。析出物抑制晶界移动的现象在降温过程中同样能观察到,如图 4 所示。当温度由 1340.2 ℃ 降低到 1144.2 ℃ 时,第二相粒子(白色箭头所示)钉扎在奥氏

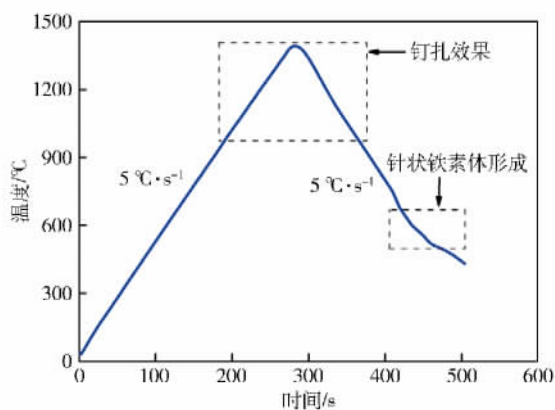


图1 模拟焊接热循环示意图

Fig.1 Schematic illustration of heat treatment patterns

体晶界处,使得界面移动不明显;而没有第二相粒子的晶界发生明显移动,最大移动速度约 $0.8 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。晶界移动的现象在整个热循环的高温过程中都能观察到,在升温、保温和降温能很明确观察到奥氏体通过晶界移动来增大。没有第二相粒子的晶界移动迅速,界面移动速度在 $0 \sim 2 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 之间变化。第二相粒子能有效钉扎奥氏体晶界,抑制界面移动,阻碍奥氏体晶粒长大。图 5(a) 为 830.9°C 时原位观察奥氏体晶粒图,

晶界已经停止移动,第二相粒子分布在晶内和晶界上。对整个试样晶粒尺寸进行分析,发现大部分奥氏体晶粒为等轴型,晶粒尺寸呈现正态分布,平均尺寸为 $55 \mu\text{m}$,如图 5(b) 所示。

2.3 针状铁素体形成

通过高温共聚焦激光显微镜原位观察在热循环过程中的奥氏体转变,发现第二相粒子能有效促进针状铁素体形核。图 6 中奥氏体晶粒内部存在的第二相粒子随着温度的降低,针状铁素体在粒子上单维形核并在长度方向迅速增长,其形态在二维平面上呈现针形,在 582.9°C 和 582.1°C 时长度分别为 $23 \mu\text{m}$ 和 $42 \mu\text{m}$,长大速率高达 $145 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ 。同时,在奥氏体转变过程中发现粒子上形核的铁素体并不只是向一个方向生长。如图 7 所示,冷却过程中针状铁素体(黑色箭头所示)在粒子(白色箭头所示)上形核并沿着完全相反的方向生长,这可能是在同一个粒子上形核的两个针状铁素体与原奥氏体保持相同的取向关系,背向生长;并且不同粒子上形核的针状铁素体相互之间发生硬碰撞(如图 7(c) 黑框内所示)。另外还发现粒子可以促进多个针状铁素体形核并且相互之间沿不同的方向生长。如图 8 所示,在粒子上形核的 3 个针状铁素体沿

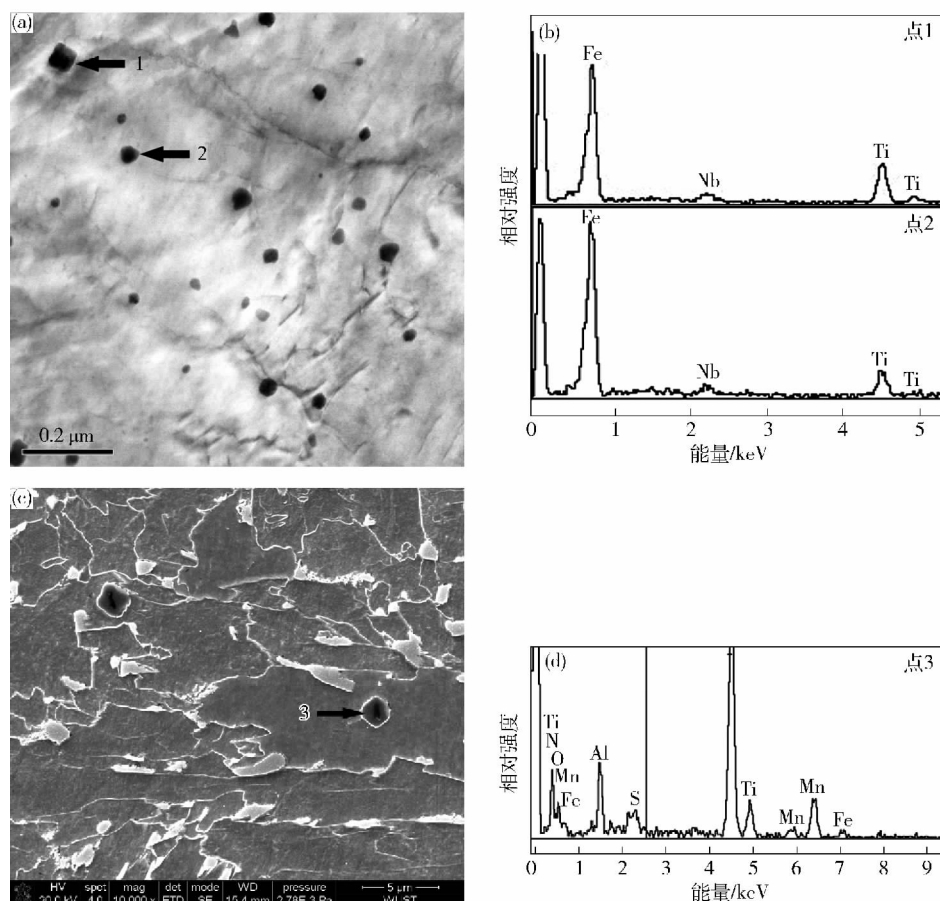


图2 试样冷却到室温典型的粒子形貌和能谱。(a) 透射电镜像;(b) 1 2 点能谱;(c) 扫描电镜像;(d) 3 点能谱

Fig.2 TEM (a) and SEM (c) images and EDS spectra (b, d) of second phase particles in the sample after heat treatment

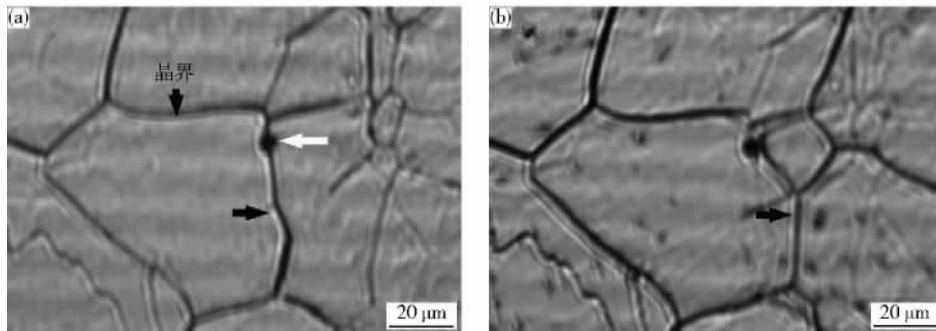


图3 试样在升温过程中原位观察晶界移动图。(a) 1337.8 °C; (b) 1401.5 °C

Fig.3 In-situ observations of grain boundary movement during the heating process: (a) 1337.8 °C; (b) 1401.5 °C

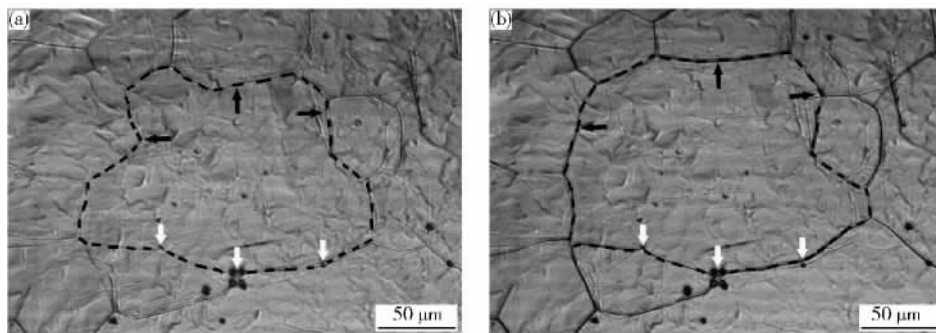


图4 试样在降温过程中原位观察晶界移动图。(a) 1346.2 °C; (b) 1144.5 °C

Fig.4 In-situ observations of grain boundary movement during the cooling process: (a) 1346.2 °C; (b) 1144.5 °C

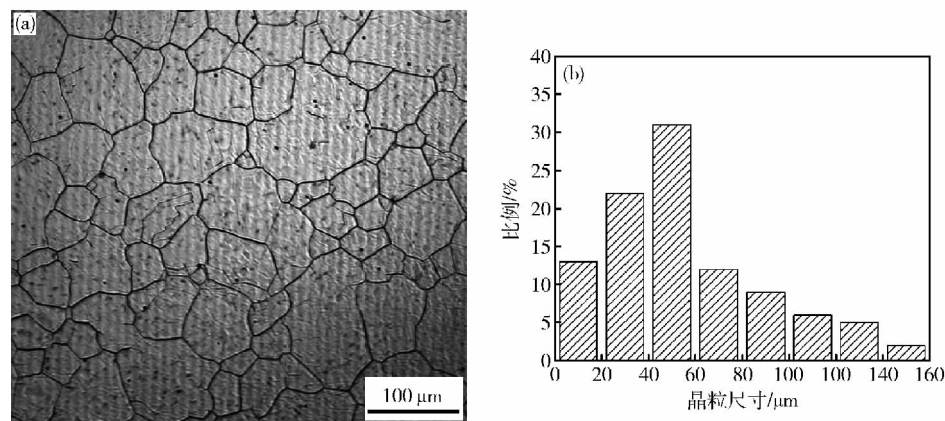


图5 试样在降温到 830.9 °C 时原位观察晶粒图 (a) 和试样晶粒尺寸分布图 (b)

Fig.5 In-situ observations of grains at 830.9 °C (a) and grain distribution of the steel (b)

着 3 个不同的方向生长。相互之间分别保持 85° 和 70°。而在同一个奥氏体转变过程中观察到贝氏体束内的板条相互平行,呈束状快速生长(如图 8(a) 白框内所示)。

2.4 组织分析

对热循环后的试样进行组织分析,图 9(a) 为原位观察组织图。发现组织已经完全转变,组织中有一些细小弥散分布的针型组织,也有大量束状组织。束内板条状组织平行排列。对试样进行镶样、抛光和腐蚀,得到光学组织图,如图 9(b) 所示。微观组织主要由大量的贝氏体板条束和少量针状铁素体组成,其中针状铁

素体细小且弥散分布,相互之间呈不同角度。贝氏体束相互之间以不同方向生长,束内贝氏体板条相互平行。这种由细小针状铁素体和贝氏体构成的中温复合微观组织,采用电子背散射衍射进行分析,图 10(a) ~ (c) 分别为平行于横向、平行于轧向和平行于法向的取向成像图。图中显示针状铁素体(如图 10(a) 中箭头所示)向不同的方向长大,与周围的组织呈现不同颜色,表明与周围组织有不同晶体学取向。贝氏体束内平行的贝氏体板条长大方向相同,颜色相同或相似,具有相同或者相近的晶体学取向。相邻的贝氏体束之间有不同长大方向和不同颜色,晶体学取向也不相同。

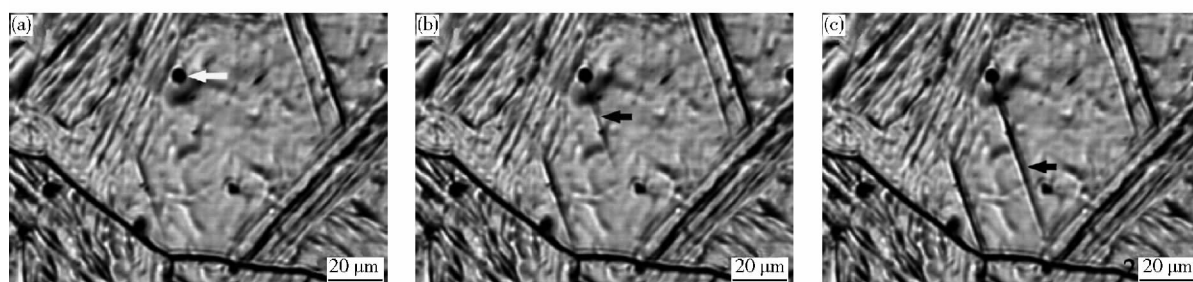


图6 中温转变过程原位观察针状铁素体单个形核图. (a) 583.7 °C; (b) 582.9 °C; (c) 582.1 °C

Fig. 6 In-situ observations of the single nucleation of acicular ferrite during the intermediate temperature transformation: (a) 583.7 °C; (b) 582.9 °C; (c) 582.1 °C

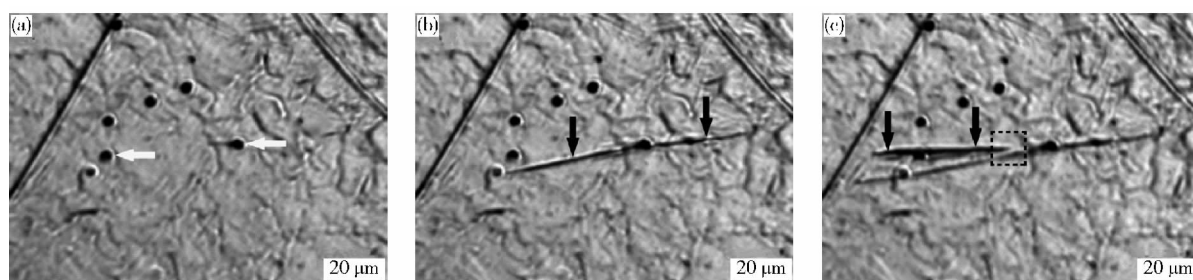


图7 中温转变过程原位观察针状铁素体多维形核图. (a) 627.9 °C; (b) 623.1 °C; (c) 620.2 °C

Fig. 7 In-situ observations of the multiple nucleation of acicular ferrite grains during the intermediate temperature transformation: (a) 627.9 °C; (b) 623.1 °C; (c) 620.2 °C

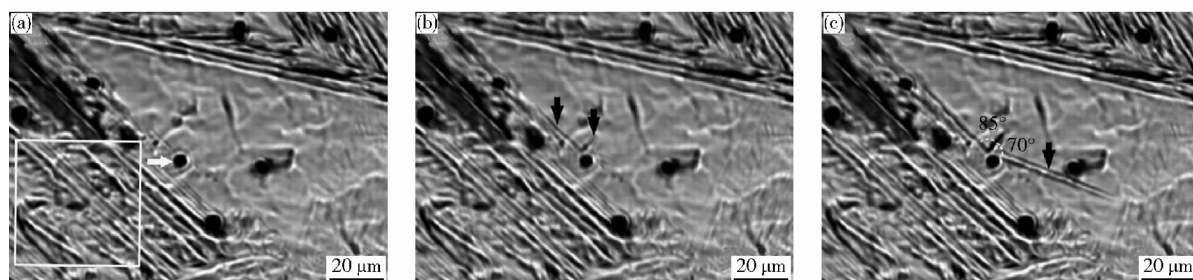


图8 中温转变过程原位观察针状铁素体多维形核和保持大角度长大图. (a) 592.3 °C; (b) 591.5 °C; (c) 590.6 °C

Fig. 8 In-situ observations of the multiple nucleation and growth with high angle of acicular ferrite grains: (a) 592.3 °C; (b) 591.5 °C; (c) 590.6 °C

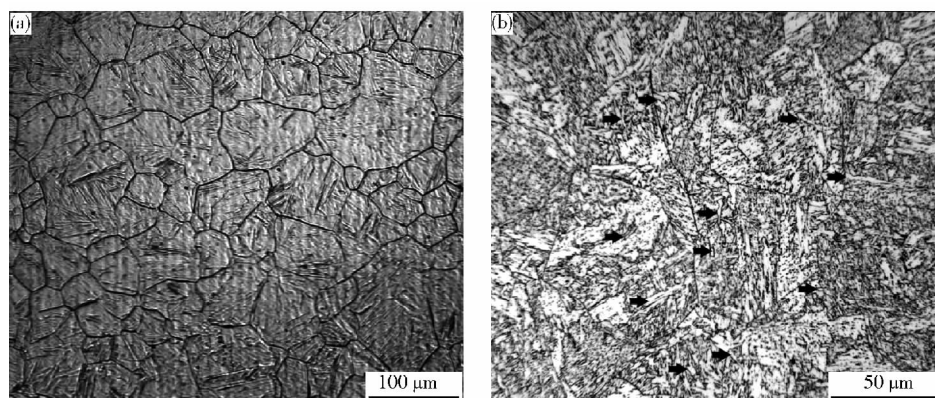


图9 热处理后组织原位观察组织 (a) 和光学组织 (b)

Fig. 9 In-situ observed micrograph (a) and optical micrograph (b) of the microstructure of the sample after heat treatment

对电子背散射衍射取向进行分析研究大小角度晶界分布,发现小角度晶界占优势(如图10(d)所示).同时,

在40~60 °C之间存在一个明显的峰值,表明试样中还存在许多大角度晶界,这些大角度晶界归因于针状铁

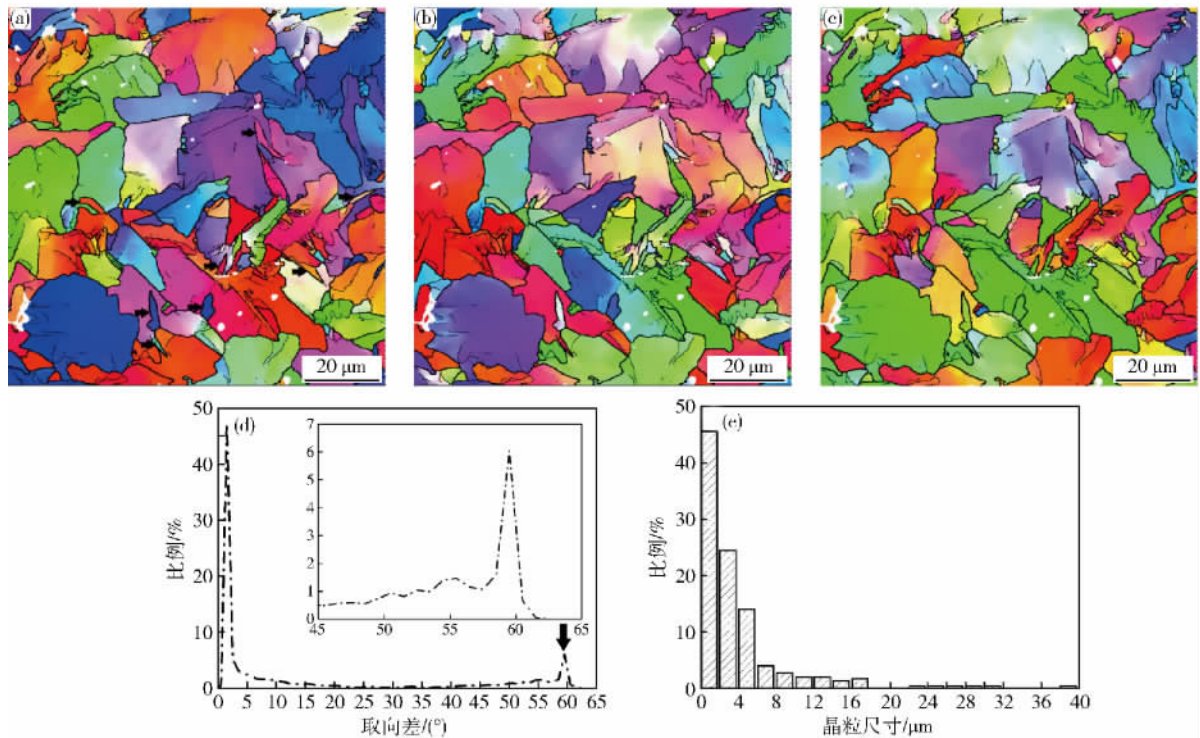


图10 组织平行于横向(a)、轧向(b)和法向(c)的电子背散射衍射取向成像、角度分布(d)和有效晶粒尺寸分布(e)

Fig. 10 EBSD orientation mapping of the sample in the normal (a), rolling (b) and transverse (c) directions, statistical distribution of grain angles (d) between adjacent grains, and crystallographic grain size (e)

素体/贝氏体束晶界取向差和贝氏体板条束相互间晶界取向差。对试样的有效晶粒尺寸进行分析,大于 15° 取向差作为两个晶粒晶界的分界,晶粒被等效为圆形,其有效晶粒尺寸分布如图10(e)所示,表明晶粒尺寸比较细小,直径小于 $6\mu\text{m}$ 的晶粒占85%,其平均晶粒尺寸和标准偏差分别为 $4.1\mu\text{m}$ 和 $5.0\mu\text{m}$,是原奥氏体晶粒平均尺寸的 $1/13$ 以下。

3 讨论

3.1 TiN析出和钉扎作用

焊接热循环过程中焊接热影响区粗晶区晶粒会异常长大^[12],为了抵抗晶粒长大,通常在钢中加入Ti等微合金元素,形成在高温下比较稳定的TiN粒子,以钉扎奥氏体晶界,抑制奥氏体晶粒粗化。本研究通过高温共聚焦激光显微镜技术原位观察到模拟焊接热影响区粗晶区中热循环过程第二相粒子能有效钉扎晶界,抑制晶界移动和晶粒粗化。第二相粒子形态、数量和分布对奥氏体晶粒长大有重要的影响。第二相粒子分布越均匀弥散,尺寸越细小,数量越多,则对奥氏体晶粒长大的阻碍作用越明显。为了在钢中得到大量细小弥散分布的TiN粒子,必须合理控制材料的Ti和N含量,避免TiN在钢液中形成。这是因为钢液中产生游离的TiN粒子极易聚集粗化,得到数量少、尺寸粗大且分布不均匀的TiN粒子。因此必须控制Ti和N含量

来确保TiN开始析出温度低于钢液凝固温度。在奥氏体相中TiN随温度变化的溶度积如式(1)所示^[13]:

$$\lg [w(\text{Ti})_d \cdot w(\text{N})_d]_y = 4.35 - 14890/T. \quad (1)$$

式中: $w(\text{Ti})_d$ 和 $w(\text{N})_d$ 分别为溶解到奥氏体中Ti和N的质量分数; T 为当时的温度,K。另外控制Ti和N含量的比例也是非常重要。由于未溶解的Ti和N以3.42的质量比进行相互匹配,如下所示:

$$\frac{w(\text{Ti})_i - w(\text{Ti})_d}{w(\text{N})_i - w(\text{N})_d} = 3.42 \quad (2)$$

式中: $w(\text{Ti})_i$ 和 $w(\text{N})_i$ 分别为钢中Ti和N总质量分数,如化学成分表1所示。通过联立式(1)和式(2),计算出试样中的TiN的析出曲线如图11所示,TiN开始析出温度为 1453°C 。通过Thermo-calc计算软件和SSOL4数据库计算得到试样凝固温度为 1521°C 。因此,本试样中TiN粒子在凝固之后才析出,所以形成大量细小弥散的纳米级TiN粒子,平均尺寸约为 30nm ^[14]。

在焊接热循环过程中TiN粒子会随着温度的升高发生部分溶解的现象,使得高温阶段奥氏体晶粒迅速长大。图11中计算表明, 1000°C 和 1400°C 时TiN质量分数分别为0.0173%和0.0118%,推断70%左右的TiN粒子并没有溶解,大量未溶解的粒子仍能有效钉扎晶界。所以,这些细小弥散分布的TiN粒子在焊接热循环过程中能有效钉扎奥氏体晶界,抑制晶界移动,

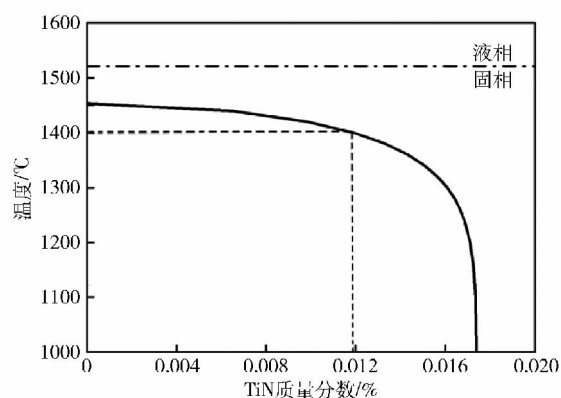


图 11 钢中 TiN 质量分数与温度的变化曲线

Fig. 11 Curves of the content of TiN particles with temperature

使得奥氏体晶粒不粗化, 平均晶粒尺寸为 $55\ \mu\text{m}$ 。

3.2 针状铁素体形成和细化机制

研究发现许多钢中夹杂物和析出物能诱导形成针状铁素体^[1-3], 但夹杂促进铁素体形核的机制尚无统一认识, 前人已经提出许多种形核机制。对于众多形核机制总结归纳主要有非金属夹杂物周围溶质贫乏区形核机制^[14]、低界面能机制^[15]、应力应变机制^[15]和惰性界面能机制^[16] 4 种。对以上 4 种形核机制, 每种学说都可以解释某些夹杂物促进针状铁素体形核的现象, 但几乎每种学说也都存在反例无法完整解释针状铁素体形核全过程。同时, 在实际生产中, 脱氧剂先脱氧形成氧化物, 随后氮化物和硫化物在先前的氧化物上结晶附着析出, 形成复合粒子, 复合粒子多种多样, 很多的组织结构难以确定, 复合粒子对针状铁素体的形核机制则更加复杂。多数研究者根据实验结果和理论分析, 推断针状铁素体的形核机制不应该只是单一机制^[17]。本试样中夹杂物由 Al、Ti、Mn、O、N 和 S 元素组成, 形核夹杂为 Al_2O_3 核心外层附着 TiN 和 MnS。TiN 和 MnS 在已存在的 Al_2O_3 表面结晶附着析出形成复合粒子, 其促进针状铁素体形核机制可能是多种机制的共同作用的结果。复合粒子作为一种惰性界面所具有的惰性界面能起到一定的作用; 同时形核夹杂表面的 MnS 析出使夹杂物周围形成锰元素贫乏区, 贫乏区的存在导致夹杂周围的奥氏体稳定性下降, 提高转变的 A_{e3} 温度, 增大铁素体形核的驱动力, 有利于针状铁素体形核^[14]; 另外, TiN 与针状铁素体同为体心立方结构, 晶格常数分别为 $0.423\ \text{nm}$ 和 $0.287\ \text{nm}$, 它们有着良好的共格关系 (TiN 与铁素体的错配度约为 4.7%), 能有效降低界面能, 促进针状铁素体形核^[3]。形核机制中夹杂物周围溶质元素成分变化和析出物与针状铁素体的低能界面促进铁素体形核起决定性的作用。因此附着 TiN 析出的复合粒子具有很强的促进针状铁素体形核能力。

试样中由大量细小贝氏体板条和少量针状铁素体

组成的复合组织有效晶粒尺寸非常细小, 这归因于针状铁素体的形成^[18]。本实验发现针状铁素体在复合粒子上形核 (图 6 ~ 图 8), 然后与原奥氏体保持固定取向并相互之间保持大角度往不同方向长大 (图 8 (c)), 生长速度高达 $145\ \mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$, 两个相邻的针状铁素体之间还可能存在着碰撞现象 (图 7 (c))。这些针状铁素体能迅速把原奥氏体晶粒分割成许多细小的区域, 后形成的贝氏体被限制在这些细小的区域内生长, 导致针状铁素体和贝氏体尺寸很细小, 组织有效晶粒尺寸是原奥氏体尺寸的 $1/13$ 以下。因此, 针状铁素体被认为有着很强的细化晶粒的能力。

4 结论

(1) 合理 Ti 和 N 含量的低合金高强度钢能形成大量细小弥散分布的纳米级 TiN 粒子。

(2) 在焊接热循环过程中细小的 TiN 粒子能有效钉扎奥氏体晶界, 抑制奥氏体粗化。

(3) 在 Al_2O_3 上附着析出的 TiN 粒子, 在冷却过程中有效促进针状铁素体形核, 得到有效晶粒尺寸非常细小的少量针状铁素体和大量贝氏体构成的复合组织。

参 考 文 献

- [1] Yan W, Shan Y Y, Yang K. Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels. *Metall Mater Trans A*, 2006, 37: 2147
- [2] Tomita Y, Saito N, Tsuzuki T, et al. Improvement in HAZ toughness of steel by TiN-MnS addition. *ISIJ Int*, 1994, 34(10): 829
- [3] Jin H H, Shim J H, Cho Y W, et al. Formation of intragranular acicular ferrite grains in a Ti-containing low carbon steel. *ISIJ Int*, 2003, 43: 1111
- [4] Wan X L, Wu K M, Huang G, et al. In situ observation of austenite grain growth behavior in the simulated coarse-grained heat-affected zone of Ti-microalloyed steels. *Int J Miner Metall Mater*, 2014, 21(9): 878
- [5] Suzuki S, Ichimiya K, Akita T. High tensile strength steel plates and welding consumables with excellent HAZ toughness. *JFE Tech Rep*, 2004(5): 19
- [6] Phelan D, Stanford N, Dippenaar R. In situ observations of Widmanstätten ferrite formation in a low-carbon steel. *Mater Sci Eng A*, 2005, 407: 127
- [7] Yada H, Enomoto M, Sonoyama T. Lengthening kinetics of bainitic plates in iron-nickel-carbon alloys. *ISIJ Int*, 1995, 35(8): 976
- [8] Shao X J, Wang X H, Wang W J, et al. In-situ observation of manganese sulfide inclusions in YF45MnV steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2010, 32(5): 570
(邵肖静, 王新华, 王万军, 等. 硫化锰夹杂物在 YF45MnV 钢中行为的原位观察. 北京科技大学学报, 2010, 32(5): 570)
- [9] Hu Z Y, Yang C W, Jiang M, et al. In situ observation of intra-

- granular acicular ferrite nucleated on complex titanium containing inclusions in titanium deoxidized steel. *Acta Metall Sin*, 2011, 47(8): 971
(胡志勇 杨成威 姜敏 等. Ti脱氧钢含Ti复合夹杂物诱导晶内针状铁素体形核的原位观察. 金属学报, 2011, 47(8): 971)
- [10] Wan X L, Wu K M, Huang G, et al. In situ observations of the formation of fine-grained mixed microstructures of acicular ferrite and bainite in the simulated coarse-grained heated-affected zone. *Steel Res Int*, 2014, 85(2): 243
- [11] Wan X L, Wei R, Cheng L, et al. Lengthening kinetics of ferrite plates in high strength low-carbon low alloy steel. *J Mater Sci*, 2013, 48: 4345
- [12] Yu Q, Sun Y. Abnormal growth of austenite grain of low-carbon steel. *Mater Sci Eng A*, 2006, 420: 34
- [13] Inoue K, Ohnuma I, Ohtani H, et al. Solubility product of TiN in austenite. *ISIJ Int*, 1998, 38(9): 991
- [14] Shigesato G, Sugiyama M, Aihara S, et al. Effect of Mn depletion on intragranular ferrite transformation in heat affected zone of welding in low alloy steel. *Tetsu-to-Hagane*, 2001, 87(2): 93
- [15] Zhang S, Hattori N, Enomoto M, et al. Ferrite nucleation at ceramic/austenite interfaces. *ISIJ Int*, 1996, 36: 1301
- [16] Ricks R A, Howell P R, Barritte G S. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *J Mater Sci*, 1982, 17: 732
- [17] Yamamoto K, Hasegawa T, Takamura J. Effect of boron on intragranular ferrite formation in Ti-oxide bearing steel. *ISIJ Int*, 1996, 36(1): 80
- [18] Wan X L, Wei R, Wu K M. Effect of acicular ferrite formation on grain refinement in the coarse-grained region of heat-affected zone. *Mater Charact*, 2010, 61: 726