

X80 管线钢 Cu-Ni 含量及热输入对 CGHAZ 冲击离散性的影响

张楠^{1,2}, 陈延清¹, 徐晓宁¹, 刘兴全¹

(1. 首钢技术研究院, 北京 100041; 2. 北京市能源用钢工程技术研究中心, 北京 100041)

摘 要: 利用 Gleeble-1500 模拟实际焊接条件下双丝纵列焊接热循环过程, 通过冲击试验、光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、透射电镜(TEM)以及电子背散射衍射(EBSD)对不同 Cu-Ni 含量的 X80 管线钢模拟焊接粗晶区(CGHAZ)的显微组织、马/奥组元(M/A)分布及形态、冲击韧性和室温组织粗化程度进行了研究, 对低 Cu-Ni 含量的 X80 管线钢在不同焊接热输入下进行了显微组织、晶粒粗化程度和冲击韧性的表征。结果表明, 随着奥氏体稳定性元素含量的降低, CGHAZ 平均晶粒尺寸无明显变化, 但晶粒尺寸离散度增加; 原奥氏体向贝氏体转变温度升高, 晶界渗碳体含量增加, 且粒状贝氏体的晶粒取向选择过于单一, 大角度晶界($>15^\circ$)密度显著降低; M/A 组元由块状向长条状转变且数量明显减少。上述原因使 X80 管线钢模拟 CGHAZ 的冲击韧性离散性增加, 但随着焊接热输入的降低, 模拟 CGHAZ 晶粒尺寸离散度降低, 大角度晶界($>15^\circ$)密度显著提高, 这使 X80 管线钢模拟焊接接头的 CGHAZ 冲击吸收功得以稳定。

关键词: X80 管线钢; 热影响粗晶区; 大角度晶界; 显微组织; 冲击韧性

中图分类号: TG 445 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2016)09-0119-06

0 序 言

X80 管线钢合金体系采用低碳、Ti-Nb 微合金化技术、配合添加一定量的 Cu-Ni, 板材各项性能指标均能达到使用设计要求^[1,2], 但在焊接热循环作用下, 焊接粗晶热影响区(CGHAZ)将成为焊接接头中最薄弱的环节, 研究表明, 通过控制焊接热输入弱化板条贝氏体的方向性, 促进 M/A 组元分布均匀化, 进而改善冲击韧性^[3]; 贝氏体板条束之间取向差越大($\geq 15^\circ$), 材料中裂纹扩展受到大角度晶界的抑制作用越强^[4]; 低碳成分设计抑制了 CGHAZ 中 Fe_3C 碳化物的形成, 改善了粗晶区的韧性^[5]。

目前, 梯度化降 Cu-Ni 设计成为 X80 管线钢降低成本的主要方向, 其焊后 CGHAZ 组织恶化和冲击波动性问题尚无进一步研究和探讨。文中以不同 Cu-Ni 含量的 X80 管线钢为对象, 采用 Gleeble-1500 模拟焊接条件下双丝纵列的单次热循环过程, 评价不同 Cu-Ni 含量条件下的 CGHAZ 低温韧性, 并对 CGHAZ 韧性波动做了机理上的解释。

1 试验方法

18.4 mm 厚 X80 试验钢的主要化学成分见

表 1。对三种试验钢在 Gleeble-1500 上进行了焊接热模拟, 工艺参数为加热速率 $150^\circ\text{C}/\text{s}$, 峰值温度 1300°C , 保温时间 8 s, 通过控制 $t_{8/5}$ 时间模拟 31 kJ/cm 的焊接热输入。对 3 号试验钢进行了 27 和 23 kJ/cm 下的模拟焊接热循环。模拟 CGHAZ 的 Charpy 冲击试样尺寸 $55\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$, 冲击试验温度为 -10°C ; 采用薄膜制样及萃取-复型技术, 在 JEM-2100F 透射电镜上观察和确定晶界析出物形态及点阵常数, 配合 EDS 能谱确定析出相; 利用 3% 的硝酸酒精对该区进行侵蚀, 通过 SEM 观察其显微组织及 M/A 的分布和形态, 并用 Nano Measure 粒径分布软件辅助测量晶粒尺寸; 利用 EBSD 技术分析有效晶粒的粗化、大角度晶界分布、密度以及残留奥氏体。

表 1 X80 试验材料化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions of materials investigated

序号	C	Si	Mn	P	S	Ni + Cu	Nb
1	0.048	0.20	1.81	≤ 0.01	≤ 0.001	≤ 0.8	≤ 0.1
2	0.051	0.21	1.80	≤ 0.01	≤ 0.001	≤ 0.4	≤ 0.1
3	0.054	0.19	1.79	≤ 0.01	≤ 0.001	≤ 0.1	≤ 0.1

注: 另增加等比例的 Mo-Ti-Nb-V

2 试验结果及讨论

2.1 不同 Cu-Ni 含量对 CGHAZ 冲击离散性的影响

2.1.1 母材和模拟 CGHAZ 的性能

X80 试验钢母材具有优良的综合力学性能,如表 2 所示。特别是 3 号试验钢采用最低的 Cu-Ni 成分设计,通过轧钢工艺优化, $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的落锤撕裂试验(DWTT)的撕裂面域达 100%, $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冲击吸收功均值为 357 J,正负偏差在 23 J 以内。通过对比观察图 1 可知,三种试验钢的显微组织均由针状铁素体(AF) + 贝氏体(B)组成。在模拟焊接热输入 31 kJ/cm 下 CGHAZ 冲击吸收功见图 2。随着合金中 Cu-Ni 梯度化降低,平均冲击吸收功呈现极具降低趋势,且离散度增大。3 号试验钢的平均吸收功与 1 号试验钢相比,平均韧性降低约 42%,数据离散性同比增加 210%。

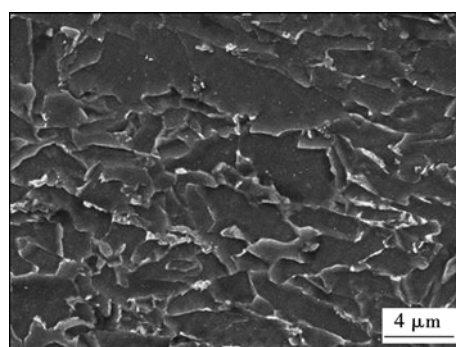
表 2 X80 试验材料力学性能

Table 2 Mechanical properties of materials investigated

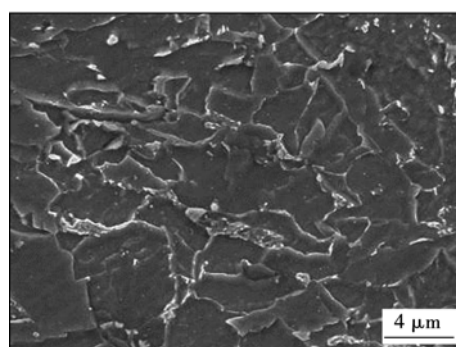
序号	屈服强度 R_{eL}/MPa	抗拉强度 R_{m}/MPa	屈强比 $R(\%)$	断后伸长 率 $A(\%)$	撕裂面 域 $B(\%)$	冲击吸收功 $A_{\text{KV}} - 20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{J}$
1	599	678	88.3	23	100	456,377,377
2	604	697	86.6	22	100	400,308,365
3	564	709	79.5	24	100	334,373,365

2.1.2 模拟 CGHAZ 的显微组织

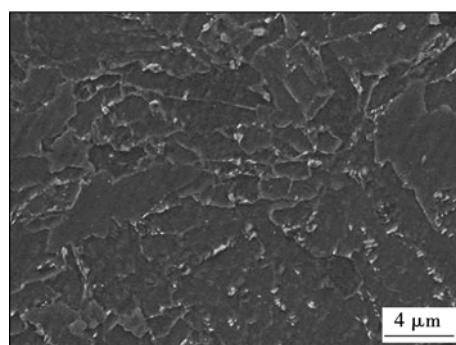
X80 试验钢焊接热模拟后的组织形貌见图 3。1 号试验钢由于 Cu-Ni 总量最高,冷却过程中奥氏体稳定性增加,向贝氏体转变温度较低,板条状贝氏体(LB)相对较多,M/A 岛多为块状或短棒状。随着 Cu-Ni 总量降低,向贝氏体转变温度升高,表现为室温下贝氏体铁素体尺寸粗大,同时观察到细小的 M/A 岛由块状形貌向长条状形貌转变。有研究表明^[6],M/A 岛对组织起到了强化效果,但同时也破坏了基体连续性,相比点状和块状 M/A 岛而言,长条状或尖角状 M/A 岛周围的晶格畸变和应力集中更为严重,降低材料韧性。另外观察图 4 可知:随着 Cu-Ni 含量的降低,CGHAZ 晶粒平均尺寸没有明显增大,这可能与高 Nb 元素在钢中存在强烈的溶质拖拽作用有关^[6]。但应该注意的是,随着 Cu-Ni 含量的降低,CGHAZ 显微组织中 $40\text{ }\mu\text{m}$ 以上的大尺寸晶粒出现频次增加, $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下的晶粒出现频次降低。这使得 CGHAZ 中大晶粒中混杂着小晶粒,这也意味着该区组织均匀性恶化。



(a) 1号试验钢



(b) 2号试验钢



(c) 3号试验钢

图 1 X80 管线钢母材 SEM 形貌

Fig. 1 SEM images of X80 pipeline steel

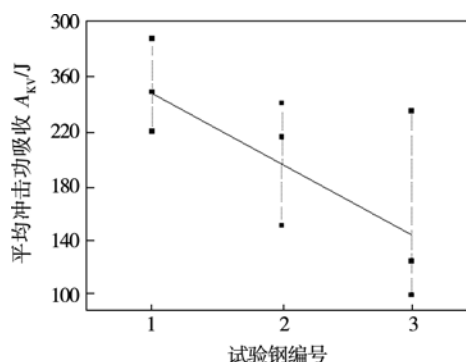
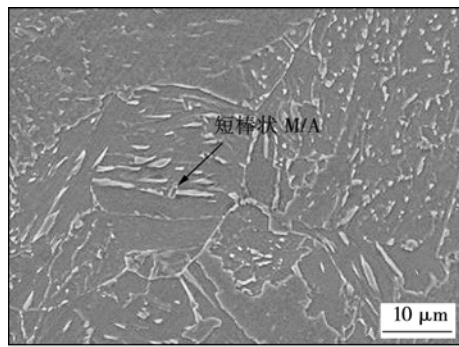


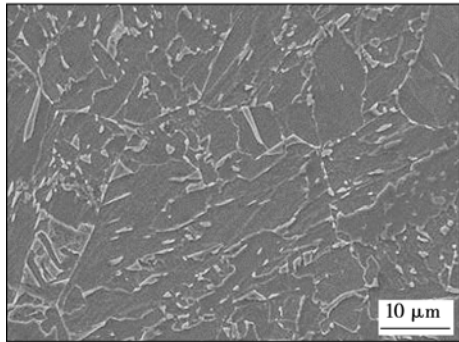
图 2 CGHAZ 在 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的冲击吸收功

Fig. 2 $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ impact energy of simulated CGHAZ in X80

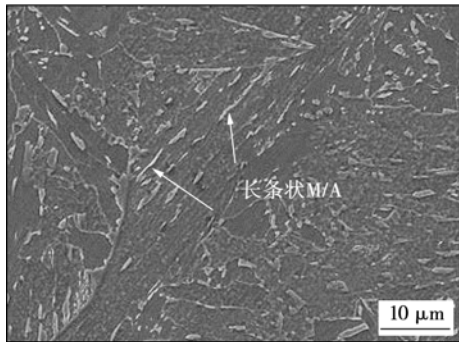
图 5 所示为粗晶区碳膜复形后的粗晶区形貌,随着 Cu-Ni 合金的降低,沿原奥氏体晶界可见明显



(a) 1号试验钢



(b) 2号试验钢



(c) 3号试验钢

图3 模拟 CGHAZ 的 SEM 形貌

Fig. 3 SEM images of simulated CGHAZ in X80 pipeline steel

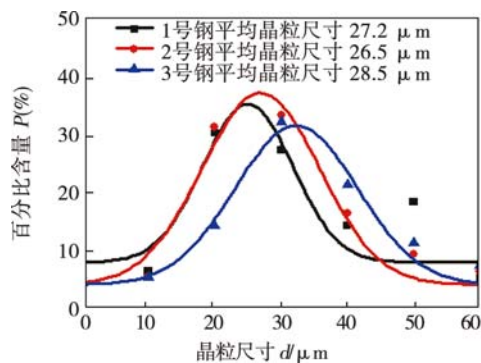
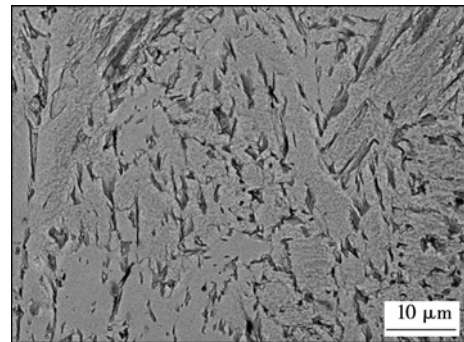


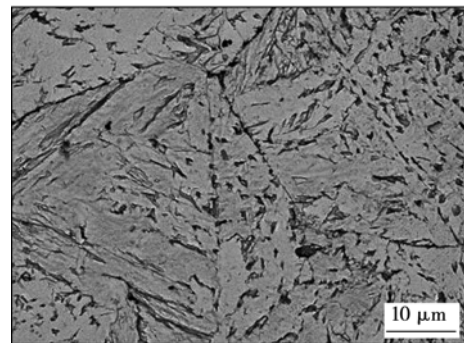
图4 模拟 CGHAZ 中原奥氏体晶粒分布

Fig. 4 Statistical distribution of prior austenite grain size in simulated GHAZ

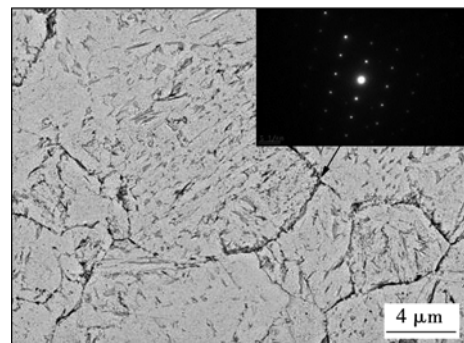
的晶间析出物,通过衍射分析,该析出物晶格间距与正交 Fe_3C 相近,配合图 6 的 EDS 能谱,初步判定该晶间析出物为渗碳体. 图 7 测定了 X80 降温热膨胀曲线,由该曲线可知,3 号试验钢的 A_{r1} 点和 A_{r3} 点均相比提高 $30 \sim 40^\circ\text{C}$. 这说明,在推进 X80 低成本进程中,贝氏体转变温度逐渐升高,增加了低温下渗碳体的析出动力,对 CGHAZ 的韧性波动具有直接影响,这一结果与低 Nb 元素含量无 Cu, Ni 元素成分设计的 X80 管线钢如出一辙^[5].



(a) 1号试验钢



(b) 2号试验钢



(c) 3号试验钢

图5 模拟 CGHAZ 的 TEM 形貌

Fig. 5 TEM images of simulated CGHAZ in X80 pipeline steel

2.1.3 模拟 CGHAZ 的大角度晶界分布特点

近年来不断有学者采用断裂理论中的“晶体学包”(crystallographic packet)概念恰当地表征了与韧

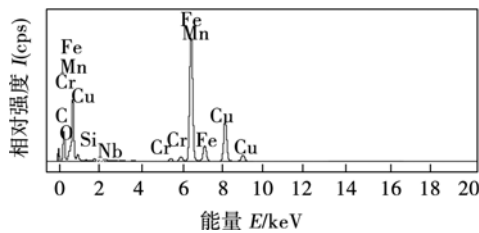


图 6 晶间析出相 EDS 能谱分析

Fig. 6 EDS analysis of precipitated phase between grain boundaries

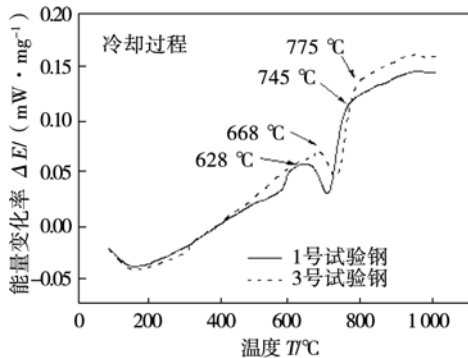


图 7 试验钢降温过程热膨胀曲线

Fig. 7 Curve of heat expansion during cooling process of X80

性密切相关的有效晶粒尺寸^[1]. 且大角度晶界 ($\geq 15^\circ$) 能更有效地抑制裂纹扩展^[7]. 图 8 是热模拟 CGHAZ 的 EBSD Kikuch 衬度图, 其中大角度晶界 ($\geq 15^\circ$) 用白线勾勒而出, 红色显示为 fcc 相, 而基体组织显示为灰色 bcc 相. 由 HKL 软件分析得出两种试验钢中红色 fcc 残余奥氏体含量分别为 1.2% 和 0.1%, 含量相差较大. 此外由于奥氏体稳定性的不同, 也使得两种试验钢的 CGHAZ 显微组织特征和大角度晶界分布存在区别, 其中 1 号试验钢得到了更高的大角度晶界密度, 而 3 号试验钢主要得到了粒状贝氏体 + 少量板条状贝氏体组织, 原奥氏体晶粒内大角度晶界密度相对降低, 粒状贝氏体组织中的贝氏体铁素体板条多呈同一取向, 如图 9b 所示, 色差相同或相近表示组织取向差较小, 表现为小角度晶界. 相反 1 号试验钢 (图 9a) 的原奥氏体晶粒较细小, 并拥有更高的大角度晶界密度, 另外由于贝氏体形成温度相对较低, 形成的板条状贝氏体也拥有更高比例的大角度晶界, 这就意味着不但能得到更高的冲击韧性, 同时相对稳定. 相关文献^[8]给出了 “Bain group” 的概念, 并证明了只有属于不同 Bain group 的贝氏体板条之间才能形成有效晶界, 并表现出大取向差. 因此针对较低 Cu-Ni 成分体系的 X80

低成本管线钢焊后冲击韧性存在波动的问题, 可通过超低碳成分设计配合轧制过程中的超快冷技术^[5], 在保证母材综合力学性能的同时, 降低 CGHAZ 晶间渗碳体的析出量, 从而达到改善和稳定 CGHAZ 冲击韧性的目的.

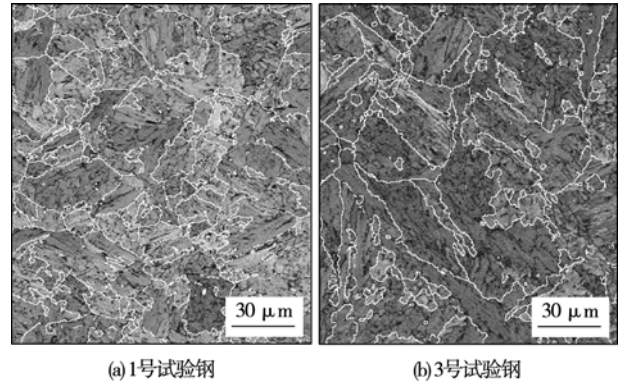
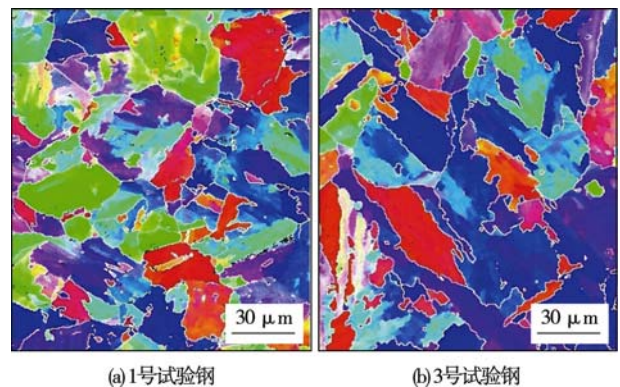
图 8 热模拟 CGHAZ 的 EBSD Kikuch 衬度图 (白线为大角晶界 ($\geq 15^\circ$))Fig. 8 Band contrast maps of boundaries ($\geq 15^\circ$) for simulated CGHAZ with different components

图 9 热模拟 CGHAZ 的 bcc 相取向图

Fig. 9 Original maps of bcc phase in simulated CGHAZ

2.2 不同热输入对 CGHAZ 冲击离散性的影响

焊接热模拟试验分别采用 3 个跨距较大的焊接模拟热输入 (31, 27 和 23 kJ/cm) 来研究冲击韧性离散化趋势. 从热输入与冲击吸收功的关系 (图 10) 看出: 随着热输入的降低, CGHAZ 的平均冲击吸收功呈升高趋势, 且离散性降低; 在同一热输入下, 随着冲击温度的降低, CGHAZ 的冲击吸收功普遍降低, 只当模拟热输入达 23 kJ/cm 时, -40°C 的冲击吸收功均满足 X80 管线钢关于热影响区冲击吸收功单值大于 60 J, 均值大于 80 J 的要求.

图 11 所示为模拟 CGHAZ 的金相组织. 从热输入 31 kJ/cm 逐级降低至 23 kJ/cm 后, 组织从粒状贝

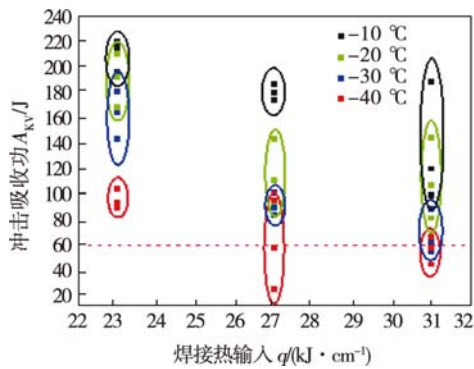


图 10 模拟焊接热输入与冲击吸收功的关系

Fig. 10 Relationship of stimulated welding heat input and toughness with the different temperatures

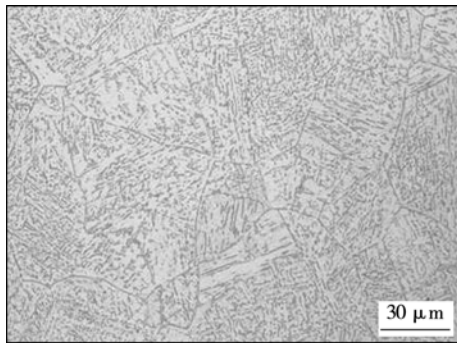
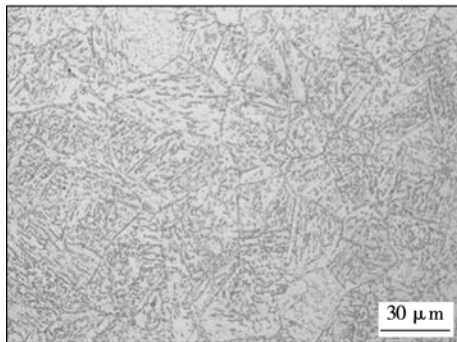
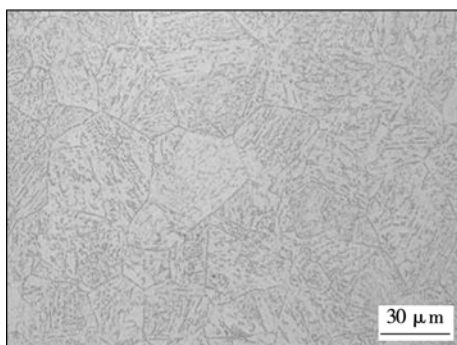
(a) $q=31 \text{ kJ/cm}$ (b) $q=27 \text{ kJ/cm}$ (c) $q=23 \text{ kJ/cm}$

图 11 模拟 CGHAZ 的金相组织

Fig. 11 Microstructures of stimulated CGHAZ with different heat inputs

氏体向侧板条状贝氏体转变,晶粒逐渐均匀细小.从图 12 中的晶粒尺寸分布可见,不同热输入下的平均晶粒尺寸变化不大,但随热输入的升高,CGHAZ 显微组织中 $20 \mu\text{m}$ 以下和 $40 \mu\text{m}$ 以上的晶粒出现频次上升; $20 \sim 40 \mu\text{m}$ 的晶粒所占比例较少,同样呈现晶粒尺寸不均匀的现象,冲击吸收功离散性增加,与图 10 的规律相吻合.这说明,X80 管线钢降低 Cu-Ni 含量后,欲使焊后冲击吸收功处于较高水平且数值稳定,必须严格控制热输入在较低水平.

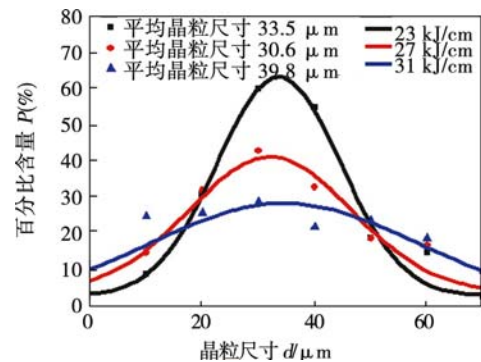


图 12 不同热输入下的模拟 CGHAZ 晶粒分布

Fig. 12 Statistical distribution of grain size in simulated CGHAZ with different heat inputs

图 13 ~ 图 15 为热模拟 CGHAZ 的 EBSD 表征图集.由于不同焊接线能量下材料冷却条件不同,热输入较大则呈现较少的板条贝氏体,反之则较多且细小.由于板条束间存在较大的取向差,因此可从大角度晶界分布图中分辨板条束间的晶界,当热输入为 31 kJ/cm 时,大角度晶界多保留在原奥氏体晶界上,所占百分比仅 27.45 (表 3);而热输入为 23 kJ/cm 时则恰恰相反,原奥氏体晶内的板条束间出现较多大角度晶界.根据统计,大角度晶界比重增加,意味着减小焊接热输入不但能得到更高的冲击

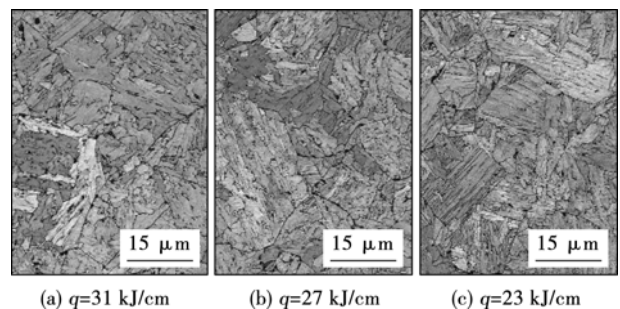
(a) $q=31 \text{ kJ/cm}$ (b) $q=27 \text{ kJ/cm}$ (c) $q=23 \text{ kJ/cm}$

图 13 3 号 X80 管线钢 CGHAZ 的 EBSD Kikuch 衬度图

Fig. 13 EBSD images of CGHAZ on X80 pipeline steel number 3

韧性,同时也保证了冲击吸收功的相对稳定^[8]. 这与 Koo 等人^[9]的相关研究相吻合. 应该指出的是,不应过分控制焊接热输入在较低水平,若焊接 $t_{8/5}$ 时间过小,CGHAZ 显微组织本身硬化,条件启裂能力反而增加,又有损于韧性的改善.

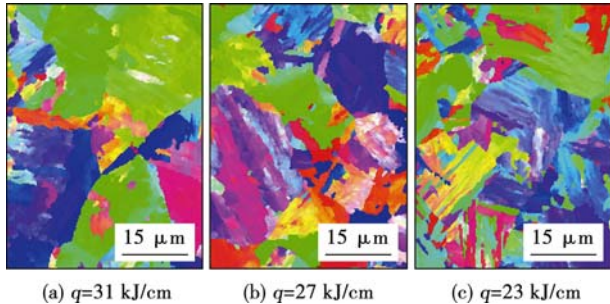


图 14 3 号 X80 管线钢 CGHAZ 的 bcc 相取向图

Fig. 14 Orientation maps of bcc phase in CGHAZ on X80 pipeline steel number 3

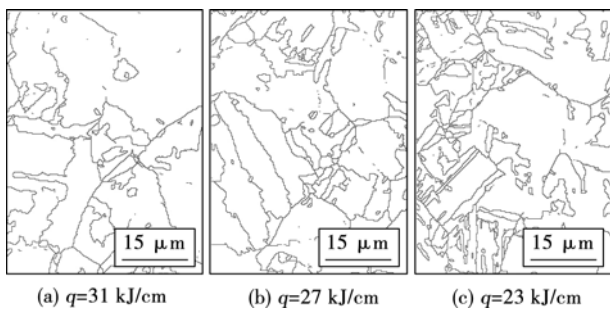


图 15 3 号 X80 管线钢 CGHAZ 大角度晶界图

Fig. 15 High angle boundary of CGHAZ on X80 pipeline steel number 3

表 3 3 号 X80 管线钢模拟 CGHAZ 晶界比例统计

Table 3 Ratio of different angle boundaries in stimulated CGHAZ on X80 pipeline steel number 3

角度 $\theta/(\circ)$	百分比 $P(\%)$		
	31 kJ/cm	27 kJ/cm	23 kJ/cm
2 ~ 8	59.27	56.53	52.5
8 ~ 15	13.28	12.68	9.67
> 15	27.45	30.80	37.80

3 结 论

(1) 随着 Cu-Ni 含量的降低,试验用 X80 管线钢模拟 CGHAZ 冲击韧性呈明显下降趋势,平均冲击吸收功最低约 100 J (- 10 $^{\circ}\text{C}$),数据离散性同比增加.

(2) 随着 Cu-Ni 含量的降低,X80 管线 CGHAZ 晶粒尺寸均匀性恶化,M/A 形态由块状向细条状转

变,晶间逐渐呈现正交晶系渗碳体,这是导致 CGHAZ 韧性降低及离散性大的主要因素.

(3) 随着 Cu-Ni 合金的降低,残余 fcc 相含量由 1.2% 降至 0.1%,原奥氏体向贝氏体转变温度提高,CGHAZ 晶界密度降低,贝氏体取向趋于单一,这是导致 CGHAZ 韧性降低及离散性大的机理表现.

(4) 随着模拟焊接热输入 X80 管线钢降低,低 Cu-Ni 含量的 CGHAZ 组织取向差增大,板条束晶间大角度晶界增多,且晶粒尺寸均匀化提高,平均冲击吸收功处于较高水平且相对稳定.

参考文献:

- [1] 缪成亮,尚成嘉,王学敏,等. 高 Nb X80 管线钢焊接热影响区显微组织与韧性[J]. 金属学报, 2010, 46(5): 541 - 546.
Miao Chengliang, Shang Chengjia, Wang Xuemin, *et al.* Microstructure and toughness of HAZ in X80 pipeline steel with high Nb content[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 46(5): 541 - 546.
- [2] 郑 磊,付俊岩. 高等级管线钢的发展现状[J]. 钢铁, 2006, 41(10): 1 - 10.
Zheng Lei, Fu Junyan. Recmt development of performance pipeline steel[J]. Iron and Steel, 2006, 41(10): 1 - 10.
- [3] 陈翠欣,李午申,王庆鹏,等. X80 管线钢焊接粗晶区的组织和性能[J]. 焊接学报, 2005, 26(6): 77 - 80.
Chen Cuixin, Li Wushen, Wang Qingpeng, *et al.* The microstructure and properties of CGHAZ in X80 pipeline steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(6): 77 - 80.
- [4] Naylor J P, Krahe P R. Effect of the bainite packet size on toughness[J]. Metallurgical Transactions, 1974, 5(7): 1699 - 1701.
- [5] 薛小怀,周 昀,钱百年,等. X80 管线钢焊接粗晶区组织与韧性的研究[J]. 上海交通大学学报, 2003, 37(12): 1854 - 1857.
Xue Xiaohuai, Zhou Jun, Qian Bainian, *et al.* Coarse grain heat affect zone microstructure and toughness of X80 pipeline steel[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2003, 37(12): 1854 - 1857.
- [6] 贺信莱,尚成佳,杨善武,等. 高性能低贝氏体钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
- [7] Diaz-fuentes M, Iza-mendia A, Gutierrez I. Analysis of different acicular ferrite microstructures in low-carbon steels by electron backscattered diffraction. study of their toughness behavior[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2003, 34A(11): 2505 - 2516.
- [8] Guo Z, Lee C S, Morris Jr J W. On coherent transformations in steel[J]. Acta Materialia, 2004, 52(19): 5511 - 5518.
- [9] Koo J Y, Luton M J, Bangaru N V, *et al.* Metallurgical design of ultra high-strength steels for gas pipelines[J]. International Journal of Offshore and Polar Engineering, 2004, 14(1): 2 - 10.

作者简介: 张 楠,1983 年出生,男,硕士,国际焊接工程师. 主要从事金属材料焊接及界面行为研究. 发表论文 10 余篇. Email: giftzn@163.com