

# X80 管线钢 Cu-Ni 含量及热输入对 CGHAZ 冲击离散性的影响

张楠<sup>1,2</sup>, 陈廷清<sup>1</sup>, 徐晓宁<sup>1</sup>, 刘兴全<sup>1</sup>

(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Gleeb-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°)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°)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<sup>[1,2]</sup>,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<sup>[3]</sup>;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<sup>[4]</sup>;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<sup>[5]</sup>。

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Gleeb-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Gleeb-1500上进行了焊接热模拟,工艺参数为加热速率150 °C/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 mm×10 mm×10 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	$\leq 0.01$	$\leq 0.001$	$\leq 0.8$	$\leq 0.1$
2	0.051	0.21	1.80	$\leq 0.01$	$\leq 0.001$	$\leq 0.4$	$\leq 0.1$
3	0.054	0.19	1.79	$\leq 0.01$	$\leq 0.001$	$\leq 0.1$	$\leq 0.1$

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 °C 的落锤撕裂试验(DWTT)的撕裂面域达 100%,−20 °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%。

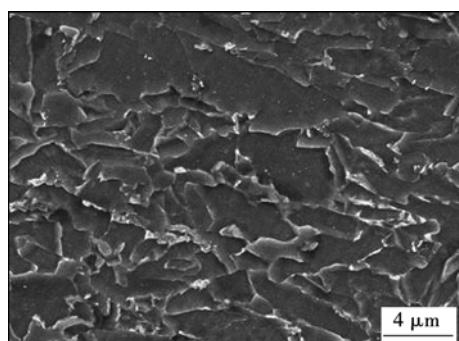
表 2 X80 试验材料力学性能

Table 2 Mechanical properties of materials investigated

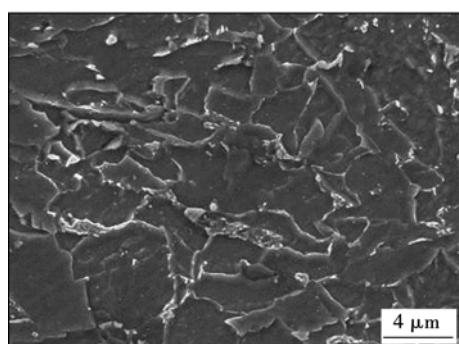
序号	屈服强度 $R_{el}/MPa$	抗拉强度 $R_m/MPa$	屈强比 $R(\%)$	断后伸长 率 A(%)	撕裂面 率 B(%)	冲击吸收功 $A_{KV-20\text{ }^{\circ}\text{C}}/J$
1	599	678	88.3	23	100	456,377,377
2	604	697	86.6	22	100	400,308,365
3	564	709	79.5	24	100	334,373,365

#### 2.1.2 模拟 CGHAZ 的显微组织

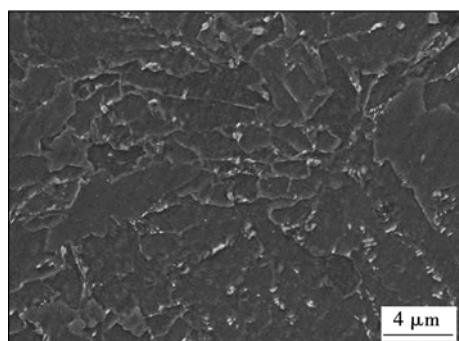
X80 试验钢焊接热模拟后的组织形貌见图 3。1 号试验钢由于 Cu-Ni 总量最高,冷却过程中奥氏体稳定性增加,向贝氏体转变温度较低,板条状贝氏体(LB)相对较多,M/A 岛多为块状或短棒状。随着 Cu-Ni 总量降低,向贝氏体转变温度升高,表现为室温下贝氏体铁素体尺寸粗大,同时观察到细小的 M/A 岛由块状形貌向长条状形貌转变。有研究表明<sup>[6]</sup>,M/A 岛对组织起到了强化效果,但同时也破坏了基体连续性,相比点状和块状 M/A 岛而言,长条状或尖角状 M/A 岛周围的晶格畸变和应力集中更为严重,降低材料韧性。另外观察图 4 可知:随着 Cu-Ni 含量的降低,CGHAZ 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<sup>[6]</sup>。但应该注意的是,随着 Cu-Ni 含量的降低,CGHAZ 显微组织中 40 μm 以上的大尺寸晶粒出现频次增加,20 μm 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

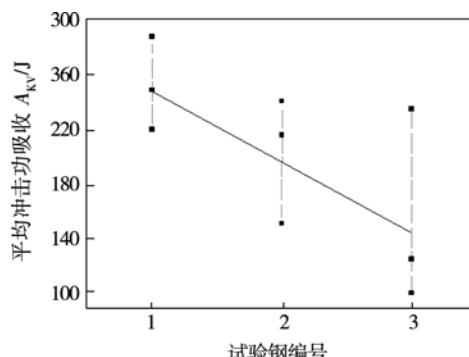
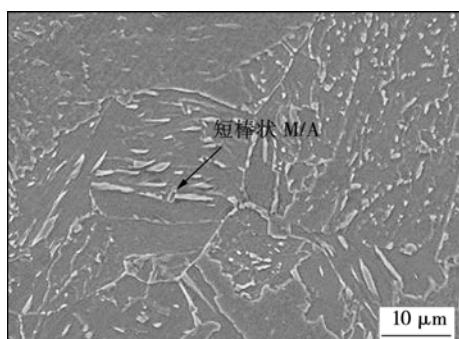


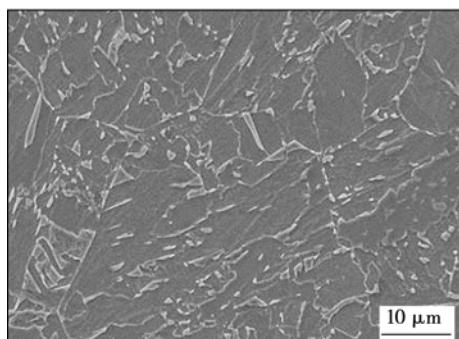
图 2 CGHAZ 在 −10 °C 下的冲击吸收功

Fig. 2 −10 °C impact energy of simulated CGHAZ in X80

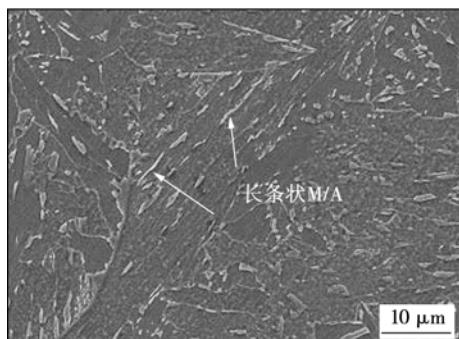
图 5 所示为粗晶区碳膜复形后的粗晶区形貌,随着 Cu-Ni 合金的降低,沿原奥氏体晶界可见明显



(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

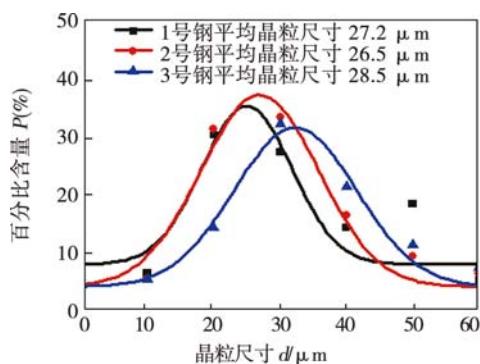
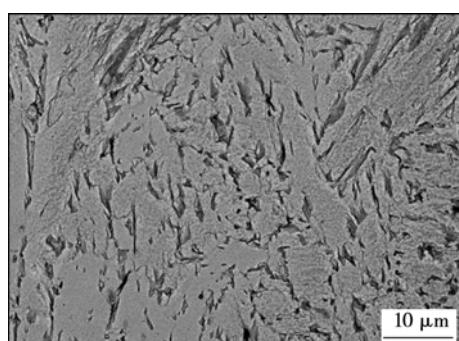


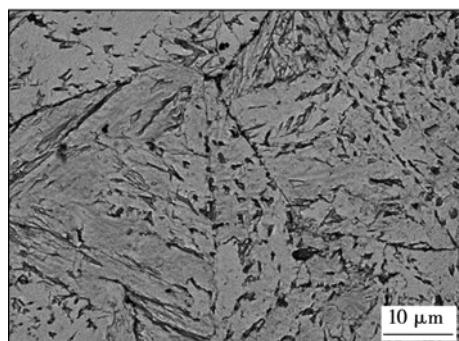
图4 模拟CGHAZ中原奥氏体晶粒分布

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

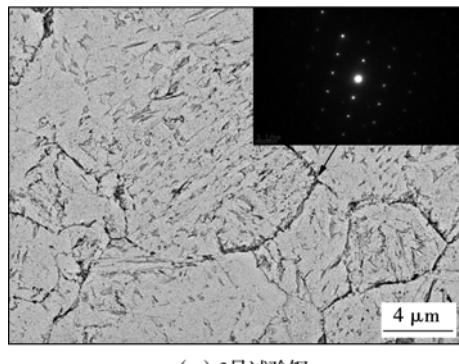
的晶间析出物,通过衍射分析,该析出物晶格间距与正交  $\text{Fe}_3\text{C}$  相近,配合图 6 的 EDS 能谱,初步判定该晶间析出物为渗碳体。图 7 测定了 X80 降温热膨胀曲线,由该曲线可知,3 号试验钢的  $A_{\text{r}}$  点和  $A_{\text{is}}$  点均相比提高  $30 \sim 40 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。这说明,在推进 X80 低成本进程中,贝氏体转变温度逐渐升高,增加了低温下渗碳体的析出动力,对 CGHAZ 的韧性波动具有直接影响,这一结果与低 Nb 元素含量无 Cu, Ni 元素成分设计的 X80 管线钢如出一辙<sup>[5]</sup>。



(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

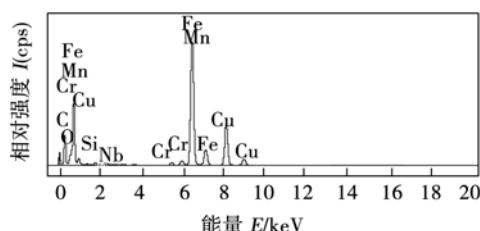


图6 晶间析出相EDS能谱分析

Fig. 6 EDS analysis of precipitated phase between grain boundaries

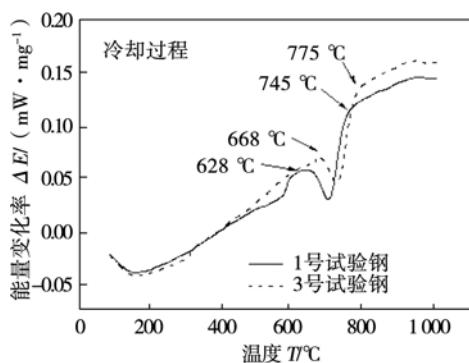


图7 试验钢降温过程热膨胀曲线

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

性密切相关的有效晶粒尺寸<sup>[1]</sup>. 且大角度晶界( $\geq 15^\circ$ )能更有效地抑制裂纹扩展<sup>[7]</sup>. 图8是热模拟CGHAZ的EBSD Kikuchi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<sup>[5]</sup>,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.

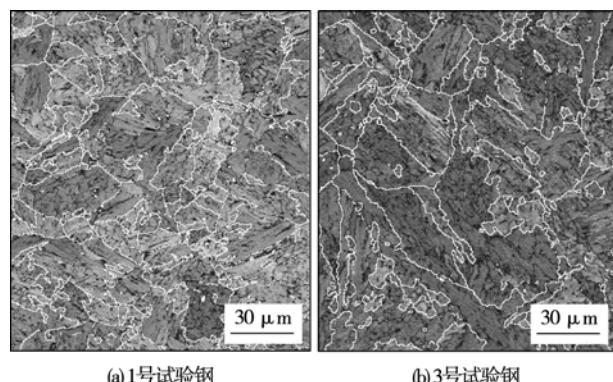


图8 热模拟CGHAZ的EBSD Kikuchi衬度图(白线为大角度晶界( $\geq 15^\circ$ ))

Fig. 8 Band contract maps of boundaries ( $\geq 15^\circ$ ) for simulated CGHAZ with different components

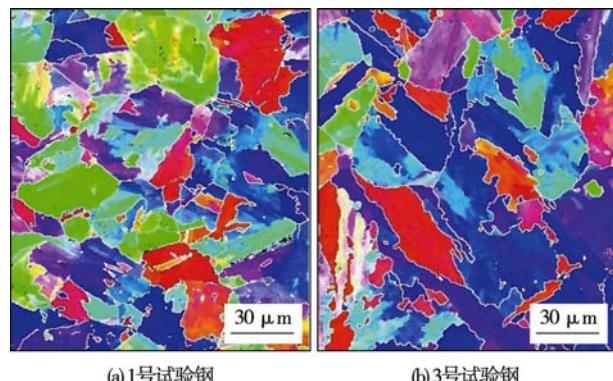


图9 热模拟CGHAZ的bcc相取向图  
Fig. 9 Original maps of bcc phase in simulated CGHAZ

## 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

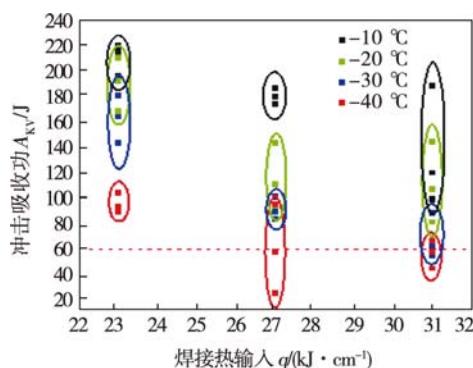


图 10 模拟焊接热输入与冲击吸收功的关系

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

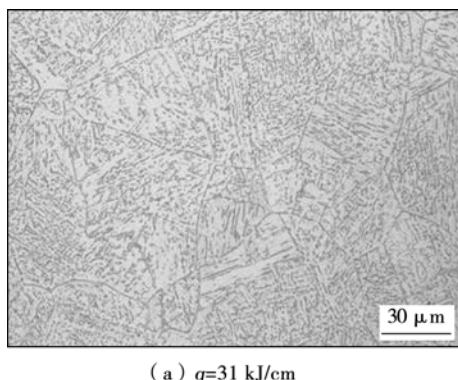
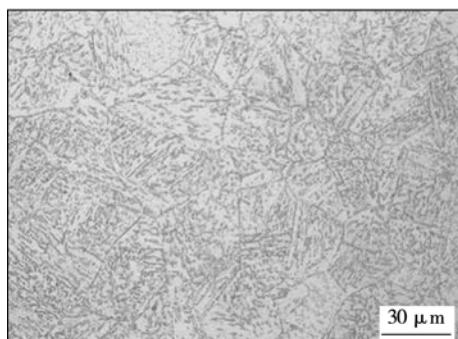
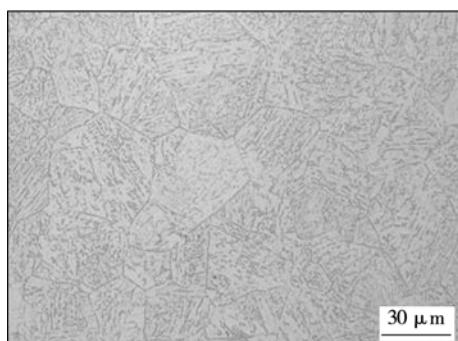
(a)  $q=31 \text{ kJ}/\text{cm}$ (b)  $q=27 \text{ kJ}/\text{cm}$ (c)  $q=23 \text{ kJ}/\text{cm}$ 

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 μm 以下和 40 μm 以上的晶粒出现频次上升;20~40 μm 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。

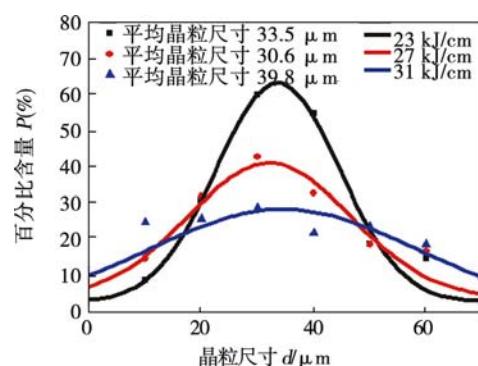


图 12 不同热输入下的模拟 CGHAZ 晶粒分布

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

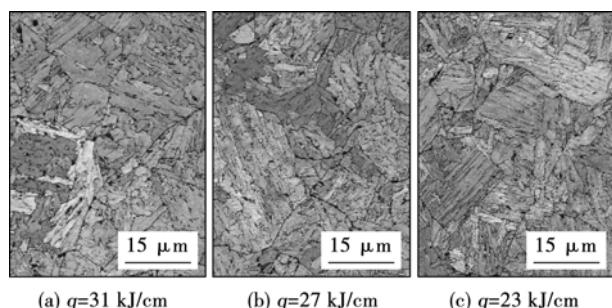


图 13 3 号 X80 管线钢 CGHAZ 的 EBSD Kikuchi 衍射图

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<sup>[8]</sup>。这与Koo等人<sup>[9]</sup>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。

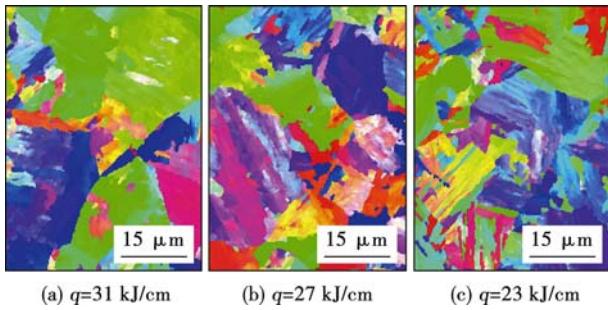


图14 3号X80管线钢CGHAZ的bcc相取向图

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

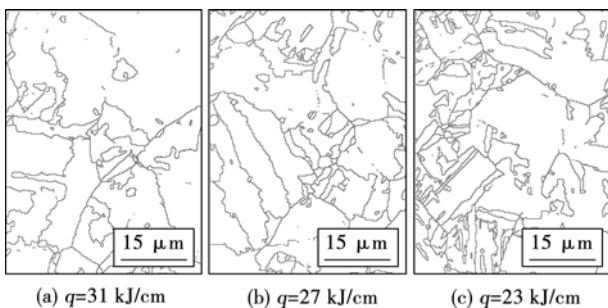


图15 3号X80管线钢CGHAZ大角度晶界图

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 °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NbX80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. Recent 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] 贺信来,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