

# 抗变形 X100 管线钢模拟焊接热影响区的 组织与韧性研究 \*

聂文金<sup>1,2)</sup> 尚成嘉<sup>1)</sup> 由洋<sup>1)</sup> 张晓兵<sup>2)</sup> Sundaresa Subramanian<sup>3)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

2) 江苏沙钢集团有限公司总工办, 张家港 215625

3) Department of Materials and Engineering, McMaster University, Hamilton, Canada, L8S4M1

**摘要** 采用 Gleeble-3800 热模拟机研究了多相抗变形 X100 高 Nb 含量管线钢的焊接性能, 利用金相显微技术 (OM)、扫描电镜 (SEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 对模拟焊接热影响区的组织进行了表征, 结合示波冲击及微观硬度实验结果分析了影响模拟焊接热影响粗晶区 (CGHAZ) 的低温韧性及热影响区硬度与组织之间的关系. 研究表明, 高 Nb 抗变形 X100 管线钢单道次焊接热输入小于 20 kJ/cm 时的 CGHAZ 具有较高韧性, 形成大角晶界密度较高的板条贝氏体或针状铁素体; 焊接热输入大于等于 25 kJ/cm 会导致 CGHAZ 晶粒均匀性的恶化, 使 M/A 组元粗化, 并形成取向单一的粗大粒状贝氏体; 示波冲击实验及 SEM 断口分析显示, 粗大的 M/A 组元处极容易启裂, 高的大角晶界密度可显著提高裂纹扩展功, 使材料韧化. 同时, 为保证焊接热影响区不过度软化, 以及高硬度产生抗氢致延迟破坏, 单道次的焊接热输入以 15—20 kJ/cm 为宜.

**关键词** X100 管线钢, 热影响区, 热输入, 韧性, 抗变形, 显微组织

**中图分类号** TG142

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2012)07-0797-10

## MICROSTRUCTURE AND TOUGHNESS OF THE SIMULATED WELDING HEAT AFFECTED ZONE IN X100 PIPELINE STEEL WITH HIGH DEFORMATION RESISTANCE

NIE Wenjin<sup>1,2)</sup>, SHANG Chengjia<sup>1)</sup>, YOU Yang<sup>1)</sup>, ZHANG Xiaobing<sup>2)</sup>,  
Sundaresa Subramanian<sup>3)</sup>

1) School of Material Science and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Chief Engineer Office, Jiangsu Shagang Group, Zhangjiagang 215625

3) Department of Materials and Engineering, McMaster University, Hamilton, Canada, L8S4M1

Correspondent: NIE Wenjin, Tel: (0512)58568340, E-mail: materialnwj@126.com

Supported by National Basic Research Program of China (No.2010CB630801)

Manuscript received 2012-04-20, in revised form 2012-05-09

**ABSTRACT** A single welding thermal-cycles with different heat inputs (8, 16, 20, 25, 30 and 50 kJ/cm) were simulated by Gleeble 3800 to study the correlation of toughness, hardness and microstructure in heat affect zone (HAZ) of the X100 pipeline steel with multi-phases and 0.10%Nb (mass fraction). The microstructures of the CGHAZ in HAZ were characterized by means of OM, SEM and EBSD, and mechanical properties were tested. The results show that for a low heat input of less than 20 kJ/cm, the microstructure is lath bainite or acicular ferrite structure with high-density of large-angle boundaries ( $\geq 15^\circ$ ), which exhibits good Charpy impact toughness. However, for a large heat input over 25 kJ/cm, the uniformity of prior austenite grains becomes worse, the M/A constituents and the granular bainite (GB) are coarsening, and the amount of large-angle boundaries decreases with the increase of heat input. The results of the instrumented Charpy impact

\* 国家重点基础研究发展计划资助项目 2010CB630801

收到初稿日期: 2012-04-20, 收到修改稿日期: 2012-05-09

作者简介: 聂文金, 男, 1978 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00215

test and the observation of fracture surfaces on the specimens indicate that the cracks are induced near the coarse M/A constituents and the large-angle boundaries can remarkably restrict crack propagations. Therefore, in order to ensure a strong match between the HAZ and the base metal, and the resistance to hydrogen induced delayed damage because of high hardness of HAZ, the heat input energy should be about between 15 and 20 kJ/cm.

**KEY WORDS** pipeline steel, heat affect zone(HAZ), heat input, toughness, deformation resistance, microstructure

随着能源需求的不断增长, 远距离的油气开采及输送已成为必然, 油气输送管道必然向着高强度、大壁厚及大口径发展, 以提高输送效率和降低管道建设成本<sup>[1]</sup>. X80 级管线钢已在我国西气东输二期工程中的得到了广泛的应用<sup>[2]</sup>, 其成分设计、控轧控冷工艺等与强度和韧性的关系得到了广泛的研究<sup>[3-6]</sup>. 由于采用应力设计, 其安全性主要依靠延性止裂的韧性判据, 利用 Battelle 双曲线的方法确定止裂韧性, X80 管线钢的韧性达到 240 J 以上<sup>[2]</sup>, 能够满足设计要求. 然而, 随着管线钢强度的提高, 特别是达到 X100 强度级别, 实际止裂韧性已经偏离了 Battelle 双曲线的预测值<sup>[1]</sup>, X100 钢管的服役安全性显得更加突出. 为了提高高强度管线钢的综合性能, 即在高强、高韧的基础上实现高均匀延伸率和高加工硬化率, 目前正在发展第三代管线钢, 其特点是利用针状铁素体等各类中低温转变组织, 实现多相组织调控, 达到高强、高韧和高塑性的目标<sup>[7,8]</sup>. 其中, 多相组织 X100 第三代管线钢已开展工业试验研究, 具备了高均匀延伸率 ( $\geq 8\%$ ), 低屈强比 ( $\leq 0.8$ ) 的特点<sup>[8]</sup>. 然而, 高强度管线钢钢板除具备优良的力学性能外, 其焊接性能将成为制管及管道铺设的关键; 针状铁素体 X80 高强度管线钢的焊接研究结果表明, 热输入量是影响热影响区 (HAZ) 韧性的关键工艺参数<sup>[5,9]</sup>, 微观组织分析显示从 800 °C 冷却到 500 °C 时间 ( $t_{8/5}$ ) 直接影响相变组织的类型, 以及相变组织中大角度晶界的密度, 合金成分等对相变的影响均可通过控制焊接工艺得到补偿. 对于新开发的多相抗变形 X100 管线钢, 组织与 X80 针状铁素体相比发生了变化, 碳当量 (CE) 及焊接裂纹敏感指数 ( $P_{cm}$ ) 也有所升高, 研究热输入量与其 HAZ 组织之间的关系, 以及组织与其强韧性的变化, 对于其实现工业应用将很有必要.

本文以工业生产的抗变形 X100 管线钢板为研究对象, 对模拟 HAZ 的微观硬度及 Charpy 冲击韧性进行了检测, 通过光学显微镜 (OM)、扫描电镜 (SEM)、电子背散射衍射 (EBSD) 等手段分析了模拟 HAZ 的精细组织, 探讨了模拟 HAZ 的冲击韧性及软化/硬化与热输入的关系.

## 1 实验方法

X100 管线钢板成分 (质量分数, %) 为: C 0.07, Mn 1.95, Si 0.25, Nb 0.08, Ti 0.015, Cr+Ni+Mo 0.75, Fe 余量, 属低 C 高 Mn 高 Nb 成分体系, 采用多相组织调控

原理及工艺控制<sup>[7]</sup> 轧制成 14.7 mm 厚钢板. 焊接热模拟实验样品尺寸为 10 mm×10 mm×80 mm, 热模拟实验在 Gleeble3800 上进行, 应用 Rykalin 点热源解析公式 (厚板焊接) 计算 HAZ 温度-时间曲线<sup>[10]</sup>, 模拟单道次焊接热循环, 平均加热速率 130 °C/s, 峰值温度 1300 °C, 热输入量 8, 16, 20, 25, 30 和 50 kJ/cm, 其它参数如表 1 所示. V 型缺口开在热电偶点焊接处且沿厚度方向加工, Charpy 冲击实验温度选择 -20 °C, 使用仪器化 450-J 冲击试验机 (IMP450J Dynatup, Instron), 测量 Charpy 冲击吸收功 ( $K_{V2}$ ), 并记录示波曲线. 采用 Vickers 硬度计 (HV112, Mitutoyo) 检测模拟 HAZ 的硬度, 硬度检测沿热电偶两侧每隔 0.5 mm 进行, 加载重量 10 kg, 加载时间 5 s. 采用 3% 硝酸酒精、过饱和苦味酸 + 表面活性剂水溶液及 Lepera 彩色金相溶液对焊接热模拟试样进行侵蚀, 在 ZEISS Axio Imager.A1m 上进行金相组织、原始奥氏体晶粒及马氏体/奥氏体 (M/A) 组元观察, 并采用 Image-Tool 软件对原始奥氏体晶粒进行统计. 冲击断口观察及 EBSD 实验在 Quanta 3D FEG 型 SEM 上进行, EBSD 分析步长为 0.20  $\mu\text{m}$ , 实验数据采用 HKL 公司 CHANNEL-5 软件包进行处理.

静态连续冷却相变实验在 Gleeble3800 热模拟试验机上进行, 试板首先进行 1200 °C 固溶 1 h 后淬火, 然后加工成直径为 6 mm, 长为 85 mm 热模拟试样, 试样以 10 °C/s 加热到 950 °C 保温 10 min, 然后以不同的冷却速率冷却, 并测定径向直径的变化, 通过金相定出相变组织类型, 并绘出连续冷却相变曲线.

表 1 14.7 mm 厚 X100 钢单道次焊接热模拟工艺

Table 1 Simulated parameters in single thermo-cycles for X100 steel with thickness of 14.7 mm

<i>E</i> kJ/cm	Preheating temperature	$t_H$ , s		$t_{8/5}$ s	$t_{5/3}$ s
		Above 900 °C	Above 1100 °C		
8	80 °C	5.9	3.5	4.8	19.3
16	-	8.0	4.4	12.6	37.0
20	-	10.3	5.3	19.6	56.8
25	-	14.1	7.3	30.6	90.0
30	-	17.8	8.8	44.1	129.5
50	-	43.2	20.0	122.6	358.0

Note:  $E$ —heat input,  $t_H$ —holding time at high temperature,  $t_{8/5}$ —cooling time from 800 °C to 500 °C,  $t_{5/3}$ —cooling time from 500 °C to 300 °C

## 2 实验结果

钢板的微观组织如图 1 所示, 可见组织由针状铁素体、下贝氏体及 M/A 等中低温转变组织组成. 试样的综合力学性能如表 2, 3 所示, 显示横、纵向均表现出良好的抗变形性能 (低屈强比、高均匀延伸率及高的应力比). -80 °C 的低温冲击功大于 200 J, DWTT(Drop-weight tear test) 实验 85% 剪切面积 (SA) 的转变温度达到 -50 °C.

### 2.1 焊接热影响粗晶区 (CGHAZ) 的韧性与组织

模拟试样热影响粗晶区 -20 °C 下的平均 Charpy 冲击功与热输入量之间的关系如图 2 所示, 显示热影响区的冲击韧性与热输入之间呈抛物线型变化, 即热输入 16 和 20 kJ/cm 下的热影响区具有良好的韧性, 韧性水平与母材基本一致; 当热输入下降到 8 kJ/cm 时, 冲击韧性有一定程度的降低, 平均冲击功为 165 J; 当热输入量增大到 25, 30 和 50 kJ/cm 后, 冲击韧性急剧降低.

不同热输入条件下焊接 CGHAZ 的金相组织如图 3 所示, 对于热输入量为 8 kJ/cm(图 3a), 相变组织主要为板条贝氏体/马氏体; 热输入量为 16—20 kJ/cm(图 3b, c) 时, 相变组织主要为针状铁素体/贝氏体铁素体, 这类组织具有良好的韧性; 当热输入量为 25—30 kJ/cm(图 3d, e) 时,  $t_{8/5}$  和  $t_{5/3}$  时间明显增加, 连续冷却速率明显降低, 相变组织主要为粒状贝氏体, 同时, M/A 组元体积分

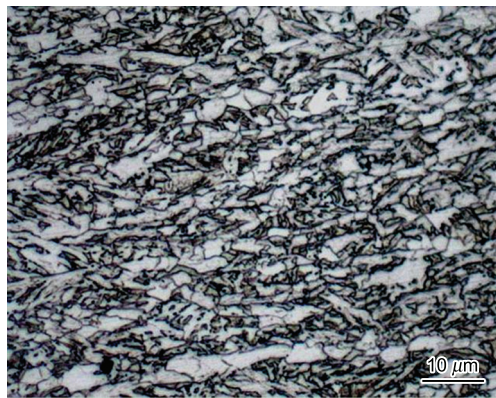


图 1 X100 管线钢的显微组织 OM 像

Fig.1 OM image of X100 base steel with ultrafine ferrite, acicular ferrite, bainite and M/A constituents

数明显上升, 尺寸也随热输入能量的增加而增大. 图 4 给出了采用 LePera 彩色金相溶液侵蚀得到的 M/A 组元的形貌, 显示热输入  $\leq 20$  kJ/cm 时, M/A 组元体积含量很低, 细小呈弥散分布在贝氏体板条间 (见图 4a—c); 而热输入  $\geq 25$  kJ/cm 时 (见图 4d—f), M/A 岛的体积分数及尺寸明显增大, 且易于在原始奥氏体晶界上聚集, 当热输入  $\geq 30$  kJ/cm 时, 有大量尺寸  $\geq 2 \mu\text{m}$  的 M/A 组元存在.

焊接热输入还会使 CGHAZ 原始奥氏体晶粒长大和粗化, 粗大的晶粒对韧性是不利的. 图 5 给出了采用过饱和苦味酸 + 表面活性剂侵蚀得到的 CGHAZ 区域原始奥氏体晶粒尺寸统计, 显示热输入量的增加 (8 kJ/cm  $\rightarrow$  50 kJ/cm) 对原始奥氏体平均晶粒尺寸影响不大, 分别为 17.7, 17.6, 18.7, 20.5, 21.0 和 25.1  $\mu\text{m}$ , 这显然与高含量 Nb 产生的强烈溶质拖曳作用有关 [9,11]; 但当热输入  $\geq 25$  kJ/cm 时, 原始奥氏体晶粒存在异常长大趋势, 大于

表 3 X100 管线钢母材的冲击韧性

Table 3 Impact toughness of X100 pipeline steel plate

Testing temperature °C	$AK_{v2}$ J	Mean shear area of DWTT, %
-20	257	100
-40	242	97
-60	247	70
-80	216	50

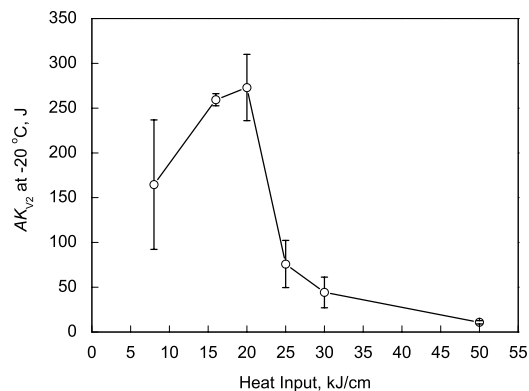


图 2 Charpy 冲击功与热输入的关系

Fig.2 Average Charpy impact energies at -20 °C of the welding simulated samples under different heat inputs

表 2 X100 管线钢母材力学性能

Table 2 Mechanical properties of X100 pipeline steel plate

Sampling Direction	$R_{t0.5}$ MPa	$R_m$ MPa	UEL %	$A$ %	$R_{t0.5}/R_m$	$R_{t1.5}/R_{t0.5}$	$R_{t2.0}/R_{t1.0}$	$R_{t5.0}/R_{t1.0}$
Transverse	694	896	7.0	28	0.77	1.18	1.07	1.14
Longitudinal	688	879	7.5	34	0.78	1.15	1.07	1.14

Note:  $R_{t0.5}$ ,  $R_{t1.0}$ ,  $R_{t1.5}$ ,  $R_{t2.0}$ ,  $R_{t5.0}$ —strength with total strain 0.5%, 1.0%, 1.5%, 2.0% and 5.0% respectively;  $R_m$ —tensile strength; UEL—uniform elongation;  $A$ —reduction of area



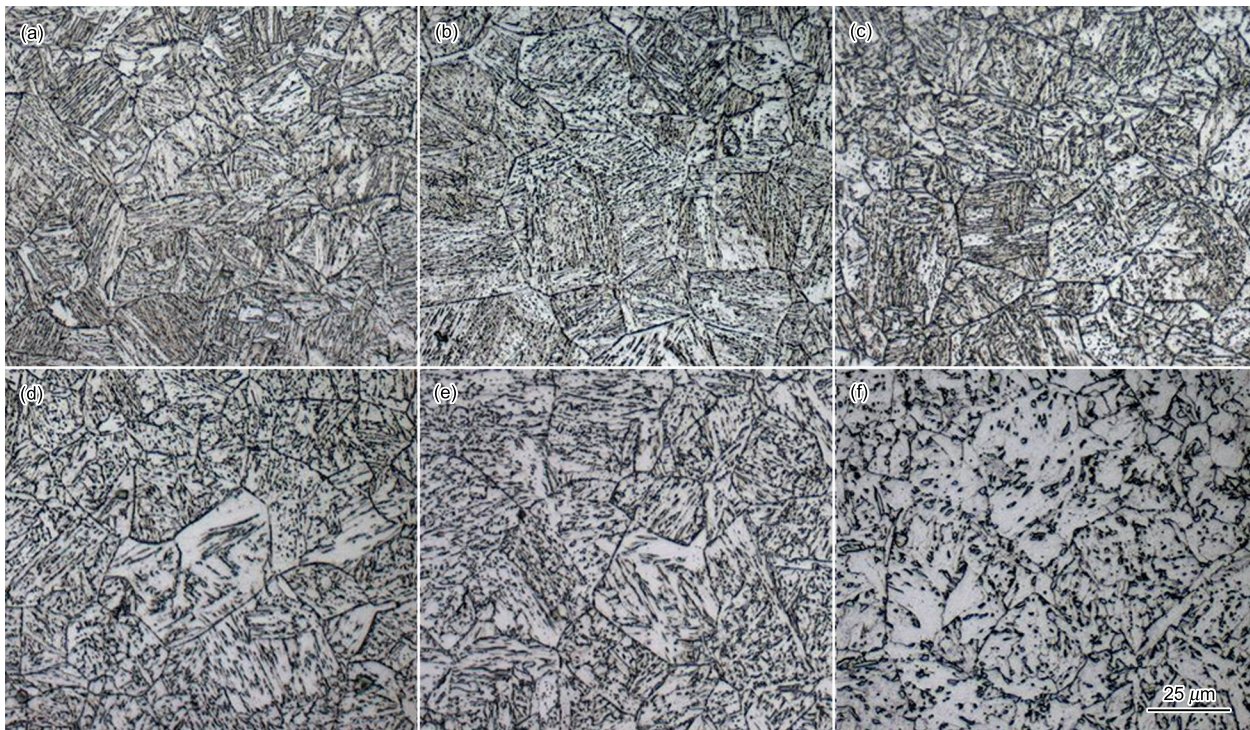


图 3 不同焊接热输入条件下单道次试样 CGHAZ 的 OM 像

Fig.3 OM images of the simulated CGHAZ under heat inputs of 8 (a), 16 (b), 20 (c), 25 (d), 30 (e) and 50 (f) kJ/cm

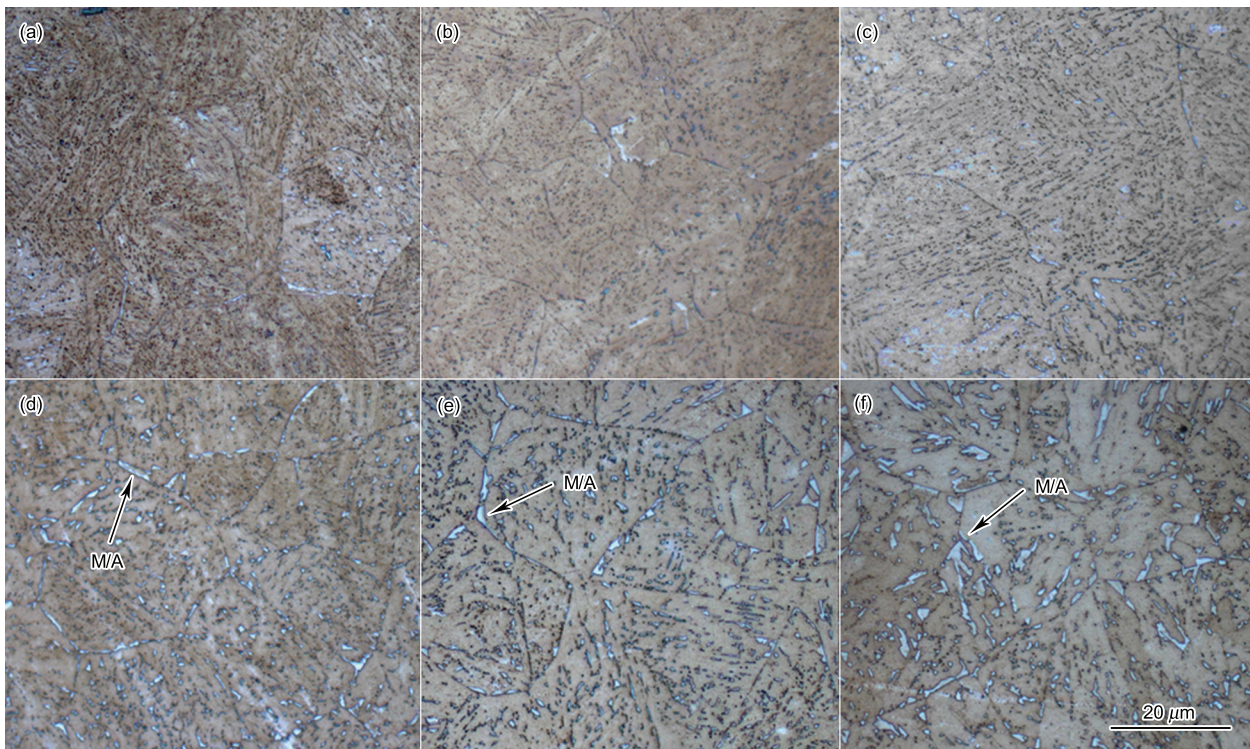


图 4 不同焊接热输入条件下单道次试样 CGHAZ 区域 M/A 组元形貌及分布

Fig.4 OM images show the M/A constituents of the simulated CGHAZ using lepera color erosion under heat inputs of 8 (a), 16 (b), 20 (c), 25 (d), 30 (e) and 50 (f) kJ/cm, when heat input is equal to or greater than 25 kJ/cm, M/A constituents start coarsening and distribute along the original austinite boundary



40  $\mu\text{m}$  的晶粒数量随热输入提高而增多,引起晶粒尺寸均匀性的恶化.

## 2.2 CGHAZ 组织特征 EBSD 分析

研究<sup>[11-13]</sup>表明,大角晶界能有效地改变裂纹扩展的方向,大角晶界密度越高的组织也就能够有效地抑制裂

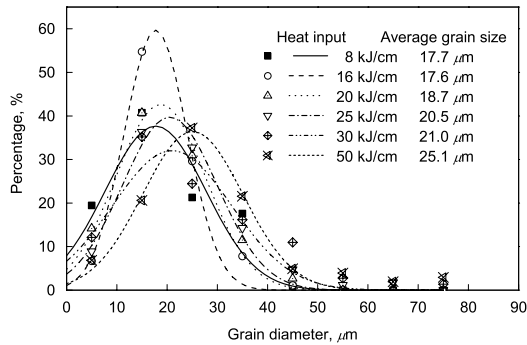


图 5 不同热输入量下原始奥氏体晶粒尺寸统计

**Fig.5** Statistical distributions of prior austenite grain size in the samples welded under different heat inputs, the coarsening of average grain size is not serious, but the uniformity of prior austenite grains is worsened with increasing heat input, grain with large size appeared only in high heat input

纹扩展而提高韧性. 图 6 给出了焊接 CGHAZ 的组织特征及晶粒取向分布. 可见,晶粒取向差角  $\geq 15^\circ$  的大角晶界密度由高到低依次对应的热输入为 20, 8, 25 和 50  $\text{kJ}/\text{cm}$ ; 当热输入  $\geq 25 \text{ kJ}/\text{cm}$  时,不仅大角晶界密度低,还形成粗大的 M/A 岛(红色部分为残余奥氏体,黑色部分为马氏体),且大部分分布在晶界上,这与 2.1 节采用 LePera 彩色金相溶液侵蚀所得的结果相一致(图 4). 图 6 中还将取向差角  $\geq 15^\circ$  的区分为  $15-45^\circ$  和  $>45^\circ$ ,分别以浅蓝色和深蓝色加以区分,结果显示前者主要反映的是原始奥氏体晶界,后者依据相关研究认为是满足 KS 或 NW 相变晶体学关系的贝氏体、针状铁素体板条(束)之间的取向差角<sup>[14]</sup>.

## 2.3 热影响区 (HAZ) 的组织与硬度

焊接热影响区的软化及硬化对于焊接接头的安全性均有影响<sup>[15-17]</sup>. HAZ 若过度软化,在承受载荷时塑性变形将集中在软化区域,引起应力集中而发生失效;另一方面,HAZ 的高硬度对于埋地管线是不利的,将使得抗氢致延迟破坏敏感性增大. 对于应力设计的输送管线,对现场环焊的要求不高;而应变设计的输送管道,环焊缝是管线整体的薄弱环节,要求环焊接头必须是高强匹配(焊接

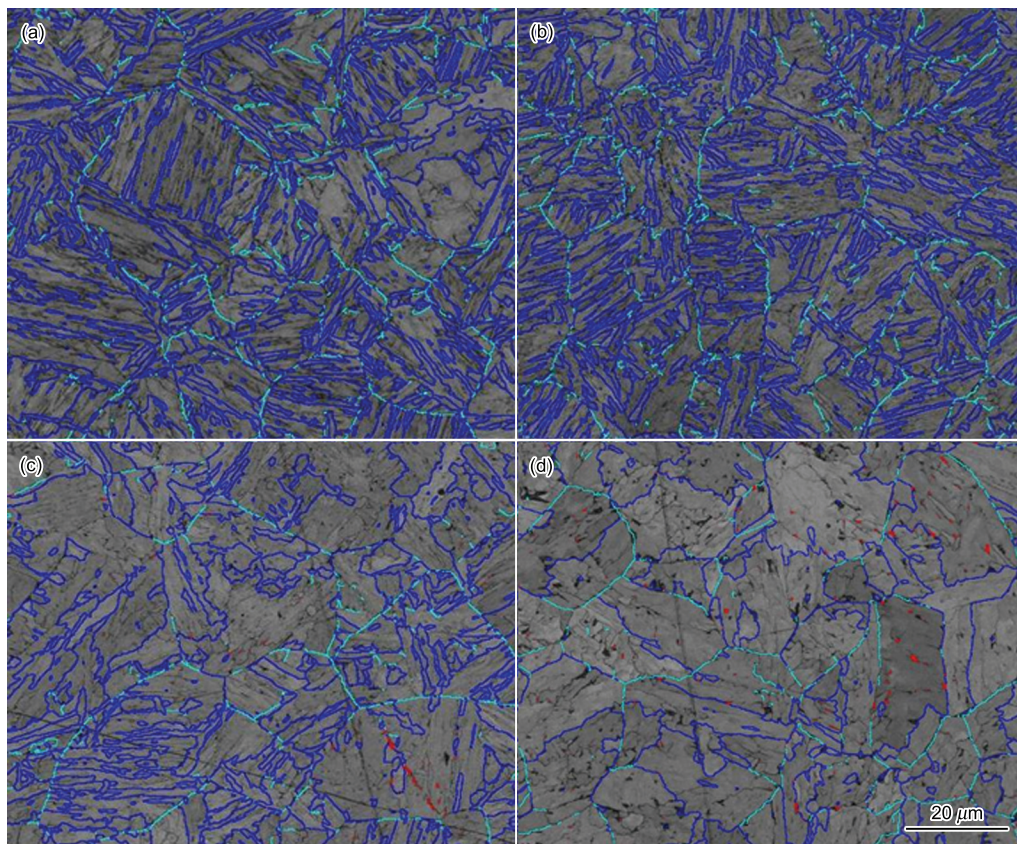


图 6 不同热输入的焊接热模拟样 EBSD Kikuch 衬度图

**Fig.6** Band contrast maps for the samples welded under heat inputs of 8 (a), 20 (b), 25 (c) and 50  $\text{kJ}/\text{cm}$  (d) (red regions are austenite, black regions are martensite, navy blue line indicating the boundaries of misorientation  $\geq 45^\circ$  and light blue line indicating the boundaries of misorientation between  $15^\circ$  and  $45^\circ$ )



接头强度高于母材). 因此, 抗变形 X100 管线钢的焊接 HAZ 的软化及硬化需要进行分析, 这对于未来在工程项目上的应用将具有指导意义.

依据奥氏体化温度的高低焊接热影响区分为粗晶热影响区 (CGHAZ)、细晶热影响区 (FGHAZ) 和不完全重结晶热影响区 (IRHAZ), 其软化情况亦不一样. 图 7 给出了 6 种热输入工艺下热影响区的硬度值变化 (热电偶的位置定为 0 点位置, 两侧呈对称分布). 可见, 增加热输入量, HAZ 的总体硬度将不断降低, 宽度增大; 对于同一热输入量, HAZ 的硬度由热电偶向外则是先升高后降低,

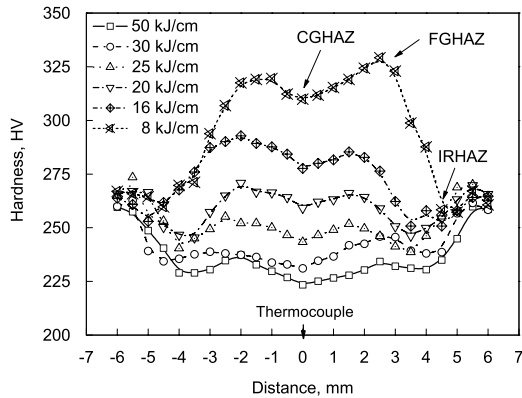


图 7 不同热输入试样热影响区的硬度分布

Fig.7 Hardness of HAZ under different heat inputs (from the thermocouple to two sides, there is coarse grain heat affect zone, fine grains zone, incomplete recrystallization zone and base steel)

最后再升高到与母材一致. 当热输入量  $\leq 20$  kJ/cm 时, CGHAZ 及 FGHAZ 的硬度均不低于母材, 只是在 IRHAZ 与母材交界的小区域内, 硬度稍低于母材, 发生小幅的软化. 当热输入量  $\geq 25$  kJ/cm 时, HAZ 的硬度均低于母材, 发生软化. 图 8 给出了热输入量为 8, 20 和 50 kJ/cm 的 FGHAZ 和 IRHAZ 的微观组织. 可见, 对于 FGHAZ 的组织, 热输入量为 8 kJ/cm 时的试样为贝氏体, 热输入量为 20 kJ/cm 时的试样为粒状贝氏体, 热输入量为 50 kJ/cm 的试样为准多边形铁素体及针状铁素体; IRHAZ 均可见一些细小的沿原奥氏体晶界分布的项链状组织 (重结晶产物), 但整体体积分数少, 尤其是热输入量低时的再结晶晶粒很少, 因而保证了其硬度较母材软化的小. 对比 6 种热输入工艺下 HAZ 的硬度变化, 要实现 HAZ 的不过度软化, 同时考虑焊接接头硬度与抗氢致延迟破坏敏感性问题 [15], 单道次环焊的热输入量应以 15—20 kJ/cm 为宜.

### 3 分析与讨论

#### 3.1 HAZ 组织转变

焊接热影响区的组织转变与其热循环工艺过程有关. 对于 CGHAZ, 其奥氏体化最充分, 可以用静态连续冷却相变动力学加以解释. 图 9 给出了 X100 管线钢静态 CCT 曲线. 可见, 马氏体相变开始 (Ms 点) 温度为 364  $^{\circ}\text{C}$ , 当冷却速率达到 50  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上时, 相变组织为板条贝氏体 (下贝氏体); 冷却速率 10—30  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  时, 相变组织主要为针状铁素体; 冷速在 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以下时, 主要形成粒状贝氏体组

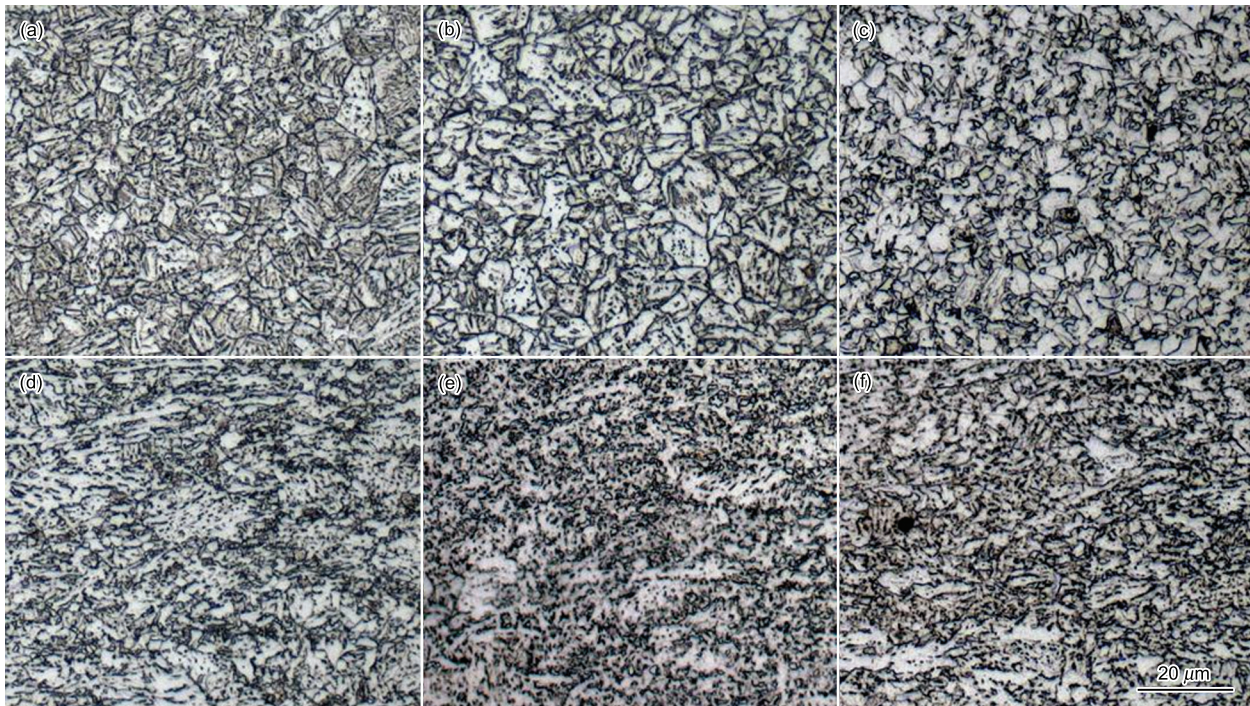


图 8 不同热输入量试样的细晶区和不完全重结晶区的微观组织

Fig.8 OM images of fine grain zone and incomplete recrystallization zone under heat inputs of 8 (a, b), 20 (c, d) and 50 (e, f) kJ/cm



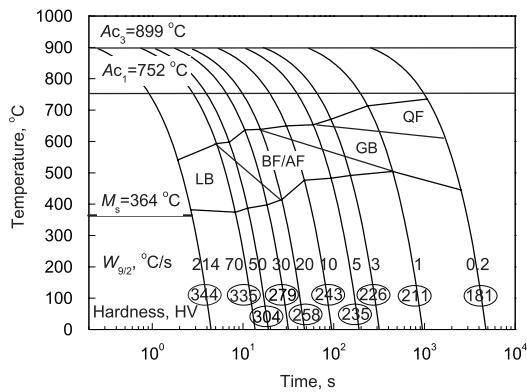


图 9 Nb 含量为 0.1% 的 X100 管线钢静态连续冷却相变过程

Fig.9 Static continuous cooling transformation of X100 pipeline steel bearing 0.1% Nb (LB is lath bainite, BF is bainite ferrite, AF is acicular ferrite, GB is granular bainite and QF is Quasi-polygonal ferrite)

织。对于焊接粗晶区的组织类型，相变的冷却速率主要由  $t_{8/5}$  及  $t_{5/3}$  控制；当热输入量  $\leq 8$  kJ/cm,  $t_{8/5}$  小于 5 s (即 800→500 °C 的冷却速率大于 60 °C/s), 相变组织即为板条贝氏体, 而  $t_{5/3}$  时间很短, C 及合金元素只能短程扩散, 因而产生的 M/A 组元细小, 弥散分布于板条速之间; 当热输入量介于 15—20 kJ/cm,  $t_{8/5}$  介于 10—20 s (即 800→500 °C 的冷却速率介于 10—30 °C/s), 可以获得针状铁素体或贝氏体铁素体, 较短  $t_{5/3}$  时间决定了 C 及合金元素只能短程扩散, 产生的 M/A 组元细小弥散, 分布于针状铁素体板条之间; 当热输入量  $\geq 25$  kJ/cm,  $t_{8/5}$  大于 30 s (即 800→500 °C 的冷却速率小于 10 °C/s),  $t_{5/3}$  时间很长, 连续相变后组织为大块的粒状贝氏体, 并且由于 C 及合金元素在相变过程中有足够的时间进行扩散及聚集, 过冷奥氏体中富含较高的 C 及合金元素, 使得过冷奥氏体相变温度降低, 最终形成粗大的 M/A 岛。

对于 FGHAZ 和 IRHAZ, 加热温度大体处于 900—1100 °C 和 730—900 °C, 高 Nb 钢中的 Nb 析出相均不会溶解, 因而, 细晶区包含了晶粒强化、析出强化及组织强化, 使得其硬度较热影响粗晶区高; 而 IRHAZ 则由于奥氏体化不充分, 形成了一部分粒状贝氏体组织, 其硬度低于母材。

### 3.2 CGHAZ 的组织与韧性

在热循环的作用下, CGHAZ 受热最严重, 其原始热轧组织将发生根本的变化。由图 3 可知, 低热输入下形成板条贝氏体及针状铁素体组织, 大角晶界密度高, M/A 细小弥散地分布在板条束之间, 而高的热输入下形成粒状贝氏体, 大角晶界密度降低, M/A 组元粗化严重。对于 M/A 组元对韧性的影响, 研究<sup>[18,19]</sup>认为细小弥散分布的 M/A 组元能够改变裂纹的扩展方向, 抑制裂纹发展, 因而对韧性有利; 而粗大的 M/A 组元对焊接粗晶区的韧性十分有害<sup>[5,20,21]</sup>, 尤其是当 M/A 组元的平均弦长大

于 2  $\mu\text{m}$  时, 可构成 Griffith 裂纹的临界尺寸, 在 M/A 处极易形成裂纹并失稳扩展, 导致韧性急剧降低。晶体取向分析<sup>[12-14]</sup>及断裂单元的有效晶粒概念<sup>[18]</sup>认为, 裂纹扩展主要受到大角晶界 (取向差角  $\geq 15^\circ$ ) 抑制, 使裂纹扩展途径增加, 从而可提高材料的冲击韧性, 冲击韧性好的试样具有较小的解理断裂单元, 断裂单元的大小与有效晶粒尺寸相对应。以上分析表明, M/A 组元、大角晶界密度及奥氏体晶粒尺寸均对冲击韧性有影响, 示波冲击实验能够较好地描述冲击断裂过程中各阶段的能量分布, 精确地反映不同组织的断裂特征及韧脆程度<sup>[22-25]</sup>。在示波冲击位移-载荷典型曲线上, 包含最大载荷  $P_m$ 、脆断载荷  $P_f$ 、脆断终止载荷  $P_a$ , 与之对应的冲击位移-能量典型曲线包括诱发裂纹形成能  $E_1$  (包含弹性变形能  $E_e$  和塑性变形能  $E_p$ )、裂纹稳定扩展吸收能  $E_2$  和裂纹失稳扩展吸收能  $E_3$ , 其中, 裂纹稳定扩展能  $E_2$  与失稳扩展能  $E_3$  之和统称为裂纹扩展功, 反映材料阻碍裂纹扩展的能力, 材料的韧化首先表现为裂纹扩展功的提高。

图 10 给出了热输入 8, 20, 25 和 50 kJ/cm 试样的示波冲击实验结果。可见, 对于热输入 8 和 20 kJ/cm 的试样载荷曲线包含  $P_m$ ,  $P_f$  和  $P_a$ , 能量曲线包含  $E_1$ ,  $E_2$  和  $E_3$ , 因而冲击韧性较高 (图 10a 和 b); 热输入 25 kJ/cm 时 (图 10c), 最大载荷  $P_m$  达到强度极限后不久即发生载荷基本呈垂线下降, 裂纹稳定扩展吸收能  $E_2$  很低; 热输入增大到 50 kJ/cm 时 (图 10d), 最大载荷  $P_m$  处于弹性变形阶段便发生脆裂, 诱发裂纹形成能只包含弹性变形能  $E_e$ 。表 4 汇总了图 10 中示波冲击实验结果, 同时给出了不同热输入下 CGHAZ 的平均硬度, 显示 50 kJ/cm 时的冲击最大载荷  $P_m$  与其强度极限相差甚远。图 11 给出了 8, 20, 25 和 50 kJ/cm 热输入量下的 CGHAZ 冲击试样断口扩展区域的 SEM 像, 用于分析裂纹扩展所受到的阻碍程度。将热输入量、微观组织特征、示波冲击实验结果及断口 SEM 观察结果进行综合分析, 结果如下。

首先, 对比不同热输入量下 CGHAZ 中 M/A 组元的尺寸及体积分数, 热输入量为 50 kJ/cm 的试样中 M/A 组元的体积分数最多, 且有相当数量尺寸大于 2  $\mu\text{m}$  的 M/A 岛分布在原奥氏体晶界上, 在变形的初始阶段, 这些粗大的 M/A 不发生变形, 其周围将产生应力集中而诱发裂纹形成, 这是热输入量为 50 kJ/cm 试样示波冲击载荷还没有达到强度极限即发生脆断的直接原因; 冲击试样断口形貌分析可见 (图 11d), 延性撕裂棱很少, 表明几乎没有阻碍裂纹的扩展, 撕裂棱之间的解理面远大于原始奥氏体晶粒, 说明启裂位置位于奥氏体晶界上, 裂纹启裂后迅速扩展并相连, 使试样快速断裂失效; 以上分析结果显示, 在热输入 50 kJ/cm 试样中, 聚集在原奥氏体晶界上的粗大 M/A 组元处诱发了裂纹形成, 并迅速导致其脆断失效。

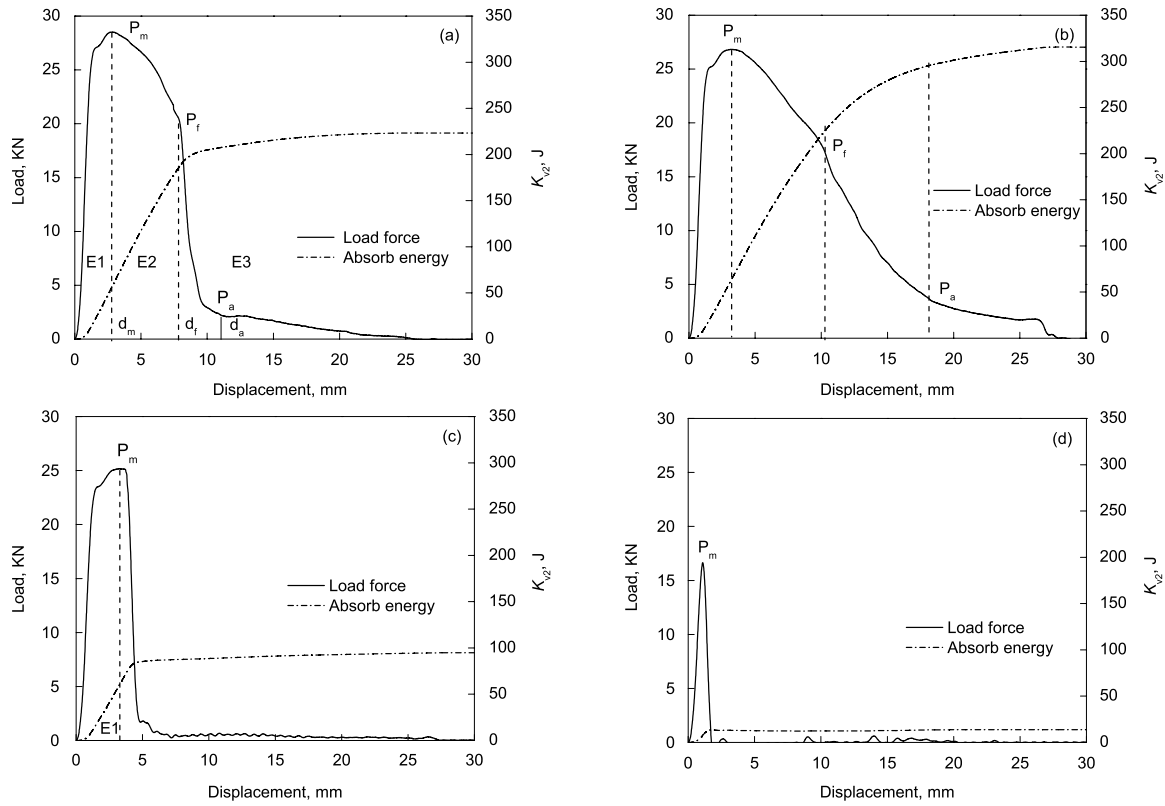


图 10 X100 钢板焊接 CGHAZ 示波冲击曲线

Fig.10 Curves of load and absorb energy  $K_{v2}$  vs hammer displacement obtained in the instrumented impact tests for the CGHAZ of X100 plate under heat inputs of 8 (a), 20 (b), 25 (c) and 50 kJ/cm (d) ( $E_1$ —crack forming energy,  $E_2$ —crack propagation energy,  $E_3$ —energy absorbed during brittle fracture,  $E_4$ —post brittle fracture energy,  $P_m$ —maximum impact load,  $P_f$ —brittle fracture start load,  $P_a$ —brittle fracture arrested load,  $d_m$ ,  $d_f$  and  $d_a$  are the hammer displacement of the charpy impact fracture course at impact load  $P_m$ ,  $P_f$  and  $P_a$ , respectively)

表 4 CGHAZ 示波冲击实验结果及硬度

Table 4 The instrumented Charpy impact results and hardness of CGHAZ

$E$ kJ/cm	Hardness, HV	$P_m$ kN	$P_f$ kN	$P_a$ kN	$d_m$ mm	$d_f$ mm	$d_a$ mm	$E_1$ J	$E_2$ J	$E_3$ J	$K_{v2}$ J
8	311	28.5	15.9	2.9	2.8	7.9	11.0	55.9	130.0	37.2	223.1
20	260	26.8	17.1	3.7	3.2	10.3	18.1	64.0	161.4	90.0	315.4
25	244	25.2	—	—	3.6	—	4.8	68.8	16.1	9.9	94.8
50	224	16.6	—	—	1.1	—	—	13.7	0	0	13.7

对于热输入量为 25 kJ/cm 试样的示波冲击达到最大载荷后不久即发生快速的脆断, 与基体中 M/A 组元的体积分数及尺寸、大角晶界密度均有关系; 图 11c 冲击试样断口分析显示有些解理面大于原始奥氏体晶粒, 说明脆性裂纹不仅在原始奥氏体晶内扩展, 还在晶粒之间扩展, 这与晶界上存在较粗大的 M/A 组元有关. 热输入量  $\leq 20$  kJ/cm 的试样, M/A 到弥散分布于贝氏体/针状铁素体板条间, 对阻碍裂纹扩展有利, 能提高冲击韧性.

其次, 与热输入 50 kJ/cm 试样的示波冲击载荷不同, 热输入 8, 20 和 25 kJ/cm 的试样的位移 - 载荷曲

线显示裂纹均经历了稳态或非稳态扩展过程, 对于热输入 25 kJ/cm 试样在达到  $P_m$  后不久即迅速下降, 说明裂纹稳态扩展不久即产生了临界脆性裂纹而失效; 热输入 8 kJ/cm 试样在载荷达到  $P_f$  后下降较明显, 说明非稳定裂纹扩展受到的阻力小; 而热输入 20 kJ/cm 试样的载荷曲线下下降缓慢, 表明裂纹扩展受到的阻力最大; 由 2.2 节 CGHAZ 区域 EBSD 分析结果可知 (如图 6), 大角晶界密度由高到低依次为热输入 20, 8 和 25 kJ/cm 试样, 表明大角晶界确实起到了阻碍裂纹扩展、提高材料韧性的作用. 由图 11 冲击断口形貌分析可知, 热输入量为



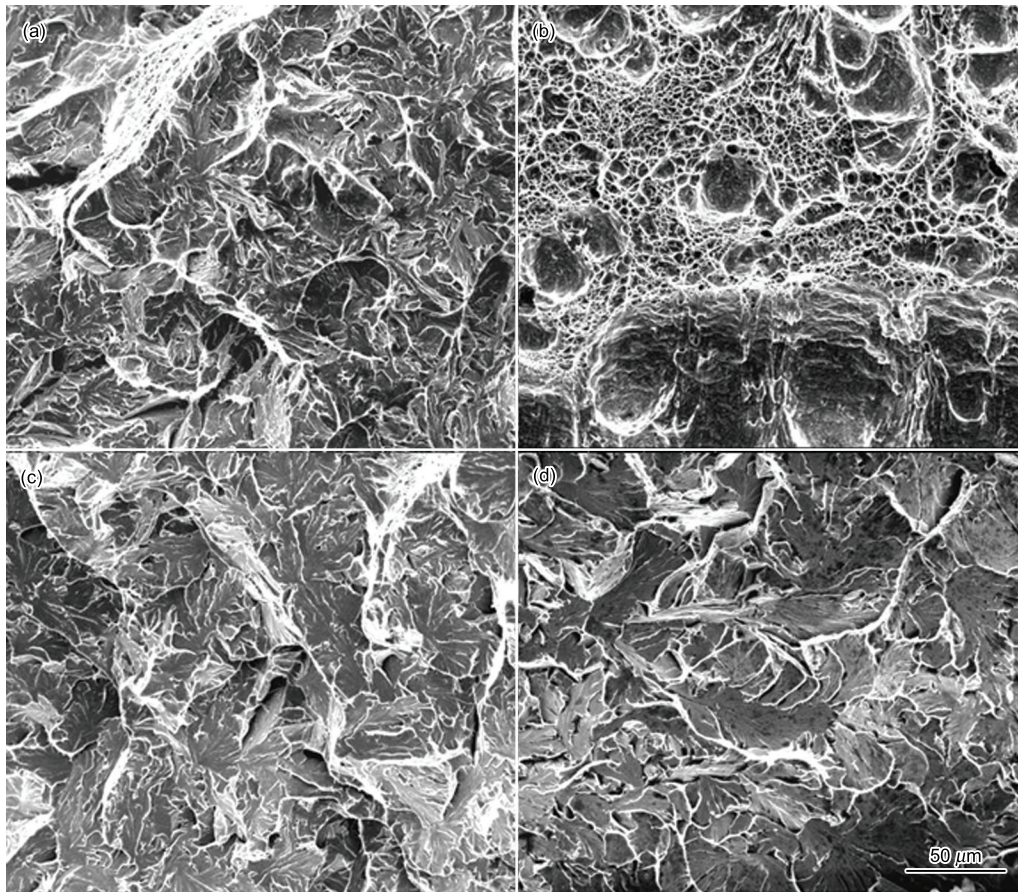


图 11 不同热输入下 CGHAZ 冲击试样断口 SEM 像

Fig.11 SEM images of fracture surfaces from CGHAZ Charpy specimens under heat inputs of 8 (a), 20 (b), 25 (c) and 50 kJ/cm (d), the maximum toughness is obtained corresponding to ductile fracture at an optimum heat input of 20 kJ/cm

20 kJ/cm 试样的断口形貌为延性蜂窝断口 (图 11b), 表明裂纹在整个扩展过程中均受到强烈的阻碍, 裂纹扩展被有效抑制; 热输入量为 8 kJ/cm 试样的断口形貌为准解理面 (图 11a), 延性撕裂棱较多, 说明裂纹在稳态扩展中受到的阻碍较强烈, 但非稳态裂纹扩展受到的阻碍较小; 热输入量为 25 kJ/cm 试样的断口形貌显示延性撕裂棱较少 (图 11c), 说明裂纹扩展中受到的阻碍小。

第三, 对比热输入 8, 20 和 25 kJ/cm 试样的诱发裂纹启裂能  $E_1$  之间的差异, 显示强度 (最大载荷  $P_m$ ) 与塑性 (最大载荷时的冲击位移  $d_m$ ) 均对裂纹启裂产生影响,  $P_m$  与  $d_m$  乘积越大, 启裂功  $E_1$  越大, 说明强塑性的良好匹配有利于抑制裂纹启裂。显然, 针状铁素体的启裂功高于板条贝氏体。

最后, CGHAZ 原始奥氏体晶粒尺寸对冲击韧性的影响不似 M/A 组元、大角晶界对冲击韧性的影响那么明显, 但粗大的晶粒尺寸对冲击韧性应该是有利的, 如热输入 25 kJ/cm 试样冲击载荷达到最大后迅速启裂, 可能与出现的奥氏体晶粒不均匀增大有关。

#### 4 结论

(1) 在单道次焊接热循环条件下, CGHAZ 的韧性随热输入量的增加,  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$  的夏比冲击功呈抛物线型变化, 即在热输入 20 kJ/cm 时冲击韧性达到最高; 为使 X100 管线钢获得良好的焊接性能, 单道次焊接热输入不应超过 20 kJ/cm。

(2) 过大的焊接热输入虽不会引起 CGHAZ 中原始奥氏体晶粒平均尺寸的粗化, 但会导致晶粒均匀性的恶化, 同时热输入的增加会形成粗大的粒状贝氏体, 使 M/A 组元粗化, 在粗大的 M/A 组元处容易诱发裂纹形核, 发生快速脆断, 这是热输入 50 kJ/cm 试样 CGHAZ 韧性恶化的主要原因。

(3) CGHAZ 区大角晶界密度由高到低依次为热输入为 20, 8, 25 和 50 kJ/cm 的试样, 与示波冲击实验中裂纹扩展功高低次序一致, 大角晶界密度高的试样可强烈阻碍裂纹扩展, 即高的大角晶界密度可显著提高裂纹扩展功, 提高材料的韧性。

(4) 模拟焊接 HAZ 微观硬度变化显示, 当单道次焊

接热输入  $\leq 20$  kJ/cm 时, HAZ 基本不发生软化, 为保证 HAZ 不过度软化, 以及因硬度过高导致抗氢致延迟破坏敏感性增大, 单道次的焊接热输入以 15—20 kJ/cm 为宜。

### 参考文献

- [1] Wang X X. *Welding Pipe*, 2012; 35(3): 5  
(王晓香. 焊管, 2012; 35(3): 5)
- [2] Shang C J, Wang X X, Liu Q Y, Fu J Y. *Int Seminar on Welding of Pipeline Steel*, Arasa, Brazil: December, 2011
- [3] Miao C L, Shang C J, Cao J P, Wang X M, He X L. *Iron Steel*, 2009; 44: 62  
(缪成亮, 尚成嘉, 曹建平, 王学敏, 贺信莱. 钢铁, 2009, 44: 62)
- [4] Miao C L, Shang C J, Zhang G D, Sunbrainmani S. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 4985
- [5] Miao C L, Shang C J, Wang X M, Zhang L F, Subramanian S V. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 5419  
(缪成亮, 尚成嘉, 王学敏, 张龙飞, Subramanian S V. 金属学报, 2010; 46: 5419)
- [6] Miao C L, Shang C J, Zhang G D, Zhu G H, Zurob H, Subramanian S V. *Front Mater Sci China*, 2010; 4: 197
- [7] Nie W J, Shang C J, Guan H L, Zhang X B, Chen S H. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 298  
(聂文金, 尚成嘉, 关海龙, 张晓兵, 陈少慧. 金属学报, 2012; 48: 298)
- [8] Shang C J. *Technology Forum on High Grade Pipeline Steels for Oil & Gas Industry—New Challenges for Steels from Strategic Demand of Exploration and Transportation of Oil & Gas*, Beijing, Chinese Society for Metals (CSM), 2011: 55  
(尚成嘉. 石油天然气用高性能钢技术论坛—油气开采、储运的战略需求对钢铁材料的新挑战, 北京: 中国金属学会, 2011: 55)
- [9] Miao C L, Liu Z W, Guo H, Shang C J, Fu H Y, Wang X X. *Trans Mater Heat Treatment*, 2012; 33: 99  
(缪成亮, 刘振伟, 郭 晖, 尚成嘉, 付彦宏, 王晓香. 材料热处理学报, 2012; 33: 99)
- [10] Grong  $\phi$ . *Metallurgical Modelling of Welding*. 2nd ed. London: The Institute of Materials, 1997: 26
- [11] Zurob H S, Zhu G, Subramanian S V, Purdy G R, Hutchinson C R, Brechet Y. *ISIJ Int*, 2005; 45: 713
- [12] Diazfuentes M, Izamendia A, Gutierrez I. *Metall Mater Trans*, 2003; 34A: 2005
- [13] Lambert A, Garat X, Sturel T, Gourgues A F, Gingell A. *Scr Mater*, 2000; 43: 161
- [14] Gourgues A F, Flower H M, Lindley T C. *Mater Sci Technol*, 2000; 16: 26
- [15] Wang Y K, Shan Y Y. *Inter Pipeline Steel Summit*, Beijing, 2009: 162  
(王仪康, 单以银. 国际管线钢峰会, 北京, 2009: 162)
- [16] Wang Y K, Pan J H, Yang K, Shan Y Y. *Welding Pipe*, 2007; 30(1): 11  
(王仪康, 潘家华, 杨 柯, 单以银. 焊管, 2007; 30(1): 11)
- [17] Li H L, Li X, Ji L K, Chen H D. *Welding Pipe*, 2007; 30(5): 5  
(李鹤林, 李 宵, 吉玲康, 陈宏达. 焊管, 2007; 30(5): 5)
- [18] Hwang B, Kim Y G, Lee S, Kim Y M, Yoo J Y. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 2107
- [19] Zhong Y, Xiao F R, Zhang J W, Shan Y Y, Wang W, Yang K. *Acta Mater*, 2006; 54: 435
- [20] Li Y, Crowther D N, Green M J W, Mitchell P S, Baker T N. *ISIJ Int*, 2001; 41: 46
- [21] Sungtak Lee, Byung Chun Kim, Dongil Kwon. *Metall Mater Trans*, 1993; 24A: 1133
- [22] Liu D Y, Xu H, Yang K, Bai B Z, Fang H S. *Acta Metall Sin*, 2004; 40: 882  
(刘冬雨, 徐 鸿, 杨 昆, 白秉哲, 方鸿生. 金属学报, 2004; 40: 882)
- [23] Liu D S, Cheng B G, Luo M. *Acta Metall Sin*, 2011; 47: 1233  
(刘东升, 程丙贵, 罗 咪. 金属学报, 2011; 47: 1233)
- [24] Wiesner C S. *Int J Pres Ves Piping*, 1996; 69: 185
- [25] Hashemi S H. *Int J Pres Ves Piping*, 2008; 85: 879

(责任编辑: 王 革)