

800MPa 级高强钢焊接粗晶区 再热循环的组织转变规律

Microstructure Evolution of CG-HAZ Reheated by
Second Thermal Cycle for 800MPa Grade High Strength Steel

邢淑清, 陆恒昌, 麻永林, 韩 娜, 李振团, 陈重毅
(内蒙古科技大学 材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010)

XING Shu-qing, LU Heng-chang, MA Yong-lin,

HAN Na, LI Zhen-tuan, CHEN Zhong-yi

(School of Material and Metallurgy, Inner Mongolia University of
Science & Technology, Baotou 014010, Inner Mongolia, China)

摘要: 为了研究 800MPa 级低合金高强钢焊接粗晶区的组织转变规律, 采用热模拟的方法, 应用 L78 RITA 相变热膨胀仪模拟了实验用钢的两次焊接热循环过程, 对应的焊接线能量约为 20kJ/cm。建立了该钢的奥氏体连续加热转变曲线 (TTA), 并对组织、硬度和热膨胀曲线进行分析, 结果显示, 实验用钢一次热循环粗晶区组织为板条马氏体和贝氏体, 硬度为 318HV, 当第二次热循环峰值温度 (T_{p2}) 为 1000℃ 时, 第一次热循环后的组织发生完全重结晶, 得到细小的贝氏体组织, 硬度下降, 当 T_{p2} 为 900℃ 时发生部分重结晶, 硬度最低 (239HV), 当 T_{p2} 为 800℃ 时, 在晶界和晶内相界生成链状分布的 M-A 组元, 而 T_{p2} 小于 A'_{cl} 时发生回火作用, M-A 组元分解并析出碳化物。实验用钢的热影响区未出现组织遗传现象, 因此为了更准确判断组织转变类型, 应结合 TTA 曲线对焊接热影响区组织转变进行分析。

关键词: 低合金高强钢; 焊接热循环; 马氏体; 贝氏体

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.07.016

中图分类号: TG142 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)07-0093-07

Abstract: The microstructure evolution of the coarse grain heat affected zone (CG-HAZ) of 800MPa grade high strength low alloy (HSLA) steel was investigated using thermal simulated method by L78 RITA phase change thermal dilatometer. The experimental steel was heated twice to simulate two welding-pass thermal cycles. The corresponding welding heat input was approximately 20kJ/cm. A time temperature austenization (TTA) curve was established for the experimental steel, and the microstructure, hardness and dilatational curve were analyzed. The results show that, for the CG-HAZ of the first pass thermal cycle, lath martensite and bainite are obtained, and the hardness is 318HV; When T_{p2} is 1000℃, complete recrystallization occurs in the structure after the first cycle, fine bainite was obtained, and the hardness is decreased; When T_{p2} is 900℃, partial recrystallization occurs, and the hardness is the lowest 239HV; When T_{p2} is 800℃, some necklace-like M-A constituents are obtained at the grain boundary and intergranular phase boundary; When T_{p2} is lower than A_{cl} , tempering occurs, the M-A constituents are resolved and carbides are precipitated. The structure heredity is not found in HAZ of this experimental steel, hence, in order to accurately determine the microstructure transformation type, analysis should be carried out on the microstructure transformation process of HAZ using TTA curve.

Key words: HSLA; welding thermal cycle; martensite; bainite

通过使用性能更优的低合金高强钢 (HSLA), 可大量节约钢材消耗, 减轻对资源、能源、环境的压力, 积极推进 HSLA 钢的应用是实现钢铁工业可持续发展的必由之路^[1], 而要推广 HSLA 钢的应用离不开相配

套的焊接技术。由于焊接过程中加热速度快, 温度分布不均匀及峰值温度高等特点, 导致母材产生组织、性能不均匀现象, 尤其是厚板经历多道次焊接热循环历程, 其组织性能变化更为复杂, 因而多道次焊接研究一

直备受关注^[2-10]。一般来说,焊接过热粗晶区是接头中最薄弱的部位,经历再热循环后的组织转变和性能如何变化引起人们的兴趣,但对其中的组织转变规律研究还存在不足之处,如 Moenifar 等^[4,5]针对 X80 的焊接粗晶区再加热到两相区后组织和性能进行了对比研究,但其临界点仅是通过公式的计算得出;Liao 等^[6]对 SQV-2A 也作了类似的研究,同样对临界区的定义存在不足;国内研究不同钢种多道次热循环后的组织转变规律结果不尽相同,如陆雪冬等^[7]针对船用高强度钢 DH40 多层焊接接头发现热影响区中粒状贝氏体和“组织遗传”作用造成的晶粒粗大,导致冲击韧性下降;许良红等^[8]对 07MnCrMoVR 进行了热模拟实验研究,认为粗晶区+临界区(IRCGHAZ)是多道焊二次热循环时热影响区韧性最差区域,引起 IRCGHAZ 脆化的原因是大量沿晶界分布的块状 M-A 组元的形成;彭冀湘等^[9]研究了 900MPa 级超高强度钢过热区经历二次热循环后组织与韧性的变化规律,发现沿原奥氏体晶界形成的链状分布的小晶粒造成韧性下降;而高惠临等^[10]对 HSLA-100 研究结果表明,临界再热粗晶区的组织为低温转变产物,韧性反而

升高,韧性恶化的区域为亚临界粗晶区。
由此可见,低合金高强焊接热影响区多次热循环后的组织转变较为复杂,而且极易造成韧性的下降,但由于不同的合金成分设计及原始热处理状态等因素,不同钢种的多道次焊接组织转变和性能各有特点,更重要的是,由于焊接本身快速加热特点,对临界区的认识应以实际临界温度为准,为此,本工作针对某厂生产的 800MPa 级低合金高强钢,通过模拟实验的方法研究其粗晶区二次热循环的组织转变规律,对该钢种多道次焊接工艺的后续研究有重要的参考意义。

1 实验过程

1.1 实验材料

实验用钢为调质态,原始金相组织为回火索氏体,钢的化学成分和力学性能分别见表 1 和表 2,其合金元素总量为 2.5%,虽屈服比较高,但因具有良好的延展性和低温冲击性能,满足工程结构的服役要求,其 A_{c1} 和 A_{c3} 分别为 708℃ 和 880℃。

表 1 实验用钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of the experimental steel(mass fraction/%)

C	Si	Mn	Nb	V	Ti	Cr	P	S	Fe
0.12	0.358	1.66	0.05	0.06	0.01	0.24	0.012	0.002	Bal

表 2 实验用钢的力学性能

Table 2 Mechanical property of the experimental steel

Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elongation/ %	Impact energy/J	
			-20℃	-40℃
840	860	17.0	160	122

1.2 TTA 曲线的建立

在快速加热条件下,钢的 A_{c1} 和 A_{c3} 有所上升,因此为了建立本实验用钢的连续加热奥氏体化曲线(TTA),分别测得不同加热速率的临界相变点,绘制出如图 1 的 TTA 曲线。其中,加热速率为 150℃/s 的 A'_{c1} 和 A'_{c3} 分别为 759℃ 和 970℃,比 0.05℃/s 的加热速率条件下测得的 A_{c1} 和 A_{c3} 分别高出 51℃ 和 90℃。以 TTA 曲线为基础,依据钢经历不同的二次热循环峰值温(T_{p2}),可将其热影响区分为三个区域:过临界区($>A'_{c3}$),临界区($A'_{c1} \sim A'_{c3}$)和亚临界区($<A'_{c1}$)。

1.3 热模拟工艺

为了准确模拟实际的过热粗晶区二次热循环过程,以焊接过程实测的温度数据为参考,统计焊接热输

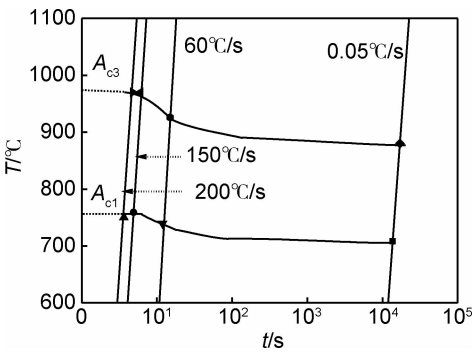


图 1 实验用钢的 TTA 图

Fig. 1 TTA diagram of experimental steel

入约为 20kJ/cm 的升、降温速率,制定了如图 2 所示的过热粗晶区再热循环模拟实验,加热速率为 150℃/s,冷却时 $\Delta t_{8/5} = 15s$,试样经历两个不同的峰值温度 T_{p1} 和 T_{p2} ,道间温度为 150℃,峰值温度停留时间为 5s, T_{p1} 为 1300℃,即对应过热粗晶区, T_{p2} 分别为: 1200, 1000, 900, 800, 710, 650℃,依据 TTA 曲线, $T_{p2} = 1000, 1200℃$ 为过临界区, $T_{p2} = 800, 900℃$ 为临界区, $T_{p2} = 650, 710℃$ 为亚临界区。热模拟试样的规格

为 $\phi 3\text{mm} \times 10\text{mm}$, 实验设备为 L78-RITA 相变热膨胀仪, 实验过程采集了温度-膨胀量曲线。

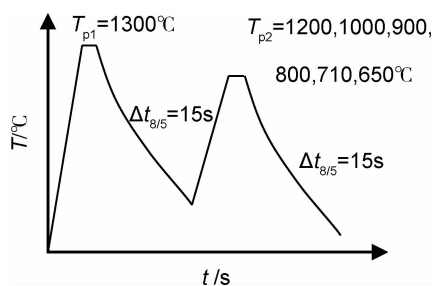


图 2 模拟热循环曲线

Fig. 2 Simulating thermal cycle curve

试样经过磨抛后, 使用 4% 的硝酸酒精腐蚀, 并用蔡司光学显微镜和 QUANTA-400 环境扫描电镜对组织进行观察; 采用 HV-50 型维氏硬度计测试试样的硬度。

2 结果与分析

2.1 组织演变特征

2.1.1 过热粗晶组织

为了便于对比, 首先观察了在一次热循环作用后得到的粗晶组织, 如图 3(a) 所示, 为贝氏体和板条马氏体的混合组织, 上贝氏体组织呈典型的羽毛状, 由于峰值温度高, 晶粒尺寸显著长大, 达到 $60\mu\text{m}$ 。

2.1.2 过临界区组织

由图 3(b) 可看到, T_{p2} 为 1200°C 时与一次热循环得到的组织一样, 该温度下原组织完全奥氏体化后晶粒粗大, 冷却时发生了贝氏体和马氏体转变; T_{p2} 为 1000°C 时, 奥氏体化组织在冷却过程中形成粒状贝氏体, M-A 组元由未完全转变的奥氏体形成^[2,11], 因为奥氏体化的晶粒还未充分长大, 冷却后晶粒变细, 如图 3(c)。

2.1.3 临界区组织

临界区组织如图 3(d), (e), 原组织发生部分重结晶, 没有完全奥氏体化的基体组织仍保留原来的条状形貌; T_{p2} 为 900°C 时奥氏体化晶粒转变成贝氏体, 其形态与 T_{p2} 为 1000°C 时的一样, 当 T_{p2} 为 800°C 时重结晶量少, 粗大的一次组织仍然存在, 在晶内、晶界处观察到细小晶粒, 由于碳原子的扩散, M-A 组元溶解, 铁素体条变宽。

2.1.4 亚临界区组织

当 T_{p2} 小于 A'_{c1} 时, 粗大原始晶粒相当于回火处理, 粗晶尺寸没有变化, M-A 组元发生部分分解, 如图

3(f), (g) 所示。

2.1.5 SEM 组织形貌

在扫描电镜下观察了组织的细微形貌, 如图 4 所示。图 4(a) 为图 3(b) 中的板条组织, 板条间距只有 $1\mu\text{m}$ 左右, 板条间形成一定的交角; 图 4(b) 为 T_{p2} 为 900°C 的 SEM 图, 从中可清晰观察到, 在原组织晶界及晶内均发生奥氏体化, 之后形成块状贝氏体铁素体和 M-A 组元, 未奥氏体化区域组织为板条贝氏体组织, 与原组织相比, 基体上长条形态的组元逐渐分解而变短; 图 4(c) 为二次峰值温度 T_{p2} 为 800°C 时, 在晶界处生成的细小晶粒结构, 可见, 这些小晶粒实际上是 M-A 组元, 呈岛链状分布, 组元最长只有几微米; 当 T_{p2} 为 710°C 时的 SEM 照片如图 4(d) 所示, 可以看到, 在基体和晶界处有弥散分布的碳化物颗粒和未溶解完的 M-A 组元, T_{p2} 为 650°C 时与之类似。

2.2 膨胀曲线分析

由于各相的比容不同, 在组织转变过程中将发生体积的变化, 表现为膨胀量与温度之间的非线性变化, 低碳钢中各相和组元的比容有如下关系^[12]: 马氏体 > 贝氏体 > 珠光体 > 铁素体 > 奥氏体 > 碳化物, 热膨胀系数正好与之相反, 而膨胀量-温度曲线的斜率即为膨胀系数, 借助膨胀曲线可对组织转变情况进行判断; 实验过程的膨胀量-温度曲线如图 5 所示。

由图 5(a) 可看到, 当 T_{p2} 为 1200°C 时, 两次冷却过程的膨胀曲线拐点温度相同, 同为贝氏体和马氏体转变, 与组织观测结果一致; 从图 5(b), (c) 的曲线上看, 在 T_{p2} 为 $900, 1000^\circ\text{C}$ 的冷却过程发生了高温转变 (700°C 左右出现拐点), 即铁素体的生成, 从组织观察结果来看, 在原组织奥氏体化后的冷却过程中, 形成较多的贝氏体铁素体, 因而体积效应较大, 曲线拐弯较明显, 同时从曲线 5(c) 还可看出, 在 T_{p2} 为 900°C 的加热过程并没有完全奥氏体化; 而 T_{p2} 为 800°C 时, 铁素体量少, 体积效应较小, 在高温区的曲线变化不明显, 当冷却到中温以下时, 因晶界处块状 M-A 的生成, 发生体积效应, 冷却曲线斜率有所增大 (图 5(d)); T_{p2} 小于 710°C 时, 加热和冷却过程的膨胀曲线斜率不再发生明显变化 (图 5(e))。

2.3 硬度测试结果

实验测得一次热循环的粗晶组织硬度为 318HV, 经过不同的二次热循环后, 硬度有所变化, 如图 6 所示, 当 T_{p2} 为 1200°C 的硬度相对升高, T_{p2} 为 $900, 1000^\circ\text{C}$ 时, 硬度产生较大的降幅, 其中 T_{p2} 为 900°C 时的硬度为 239HV, 降低幅度为 25%, 当 T_{p2} 为 800°C 及以下时, 硬度变化不大。

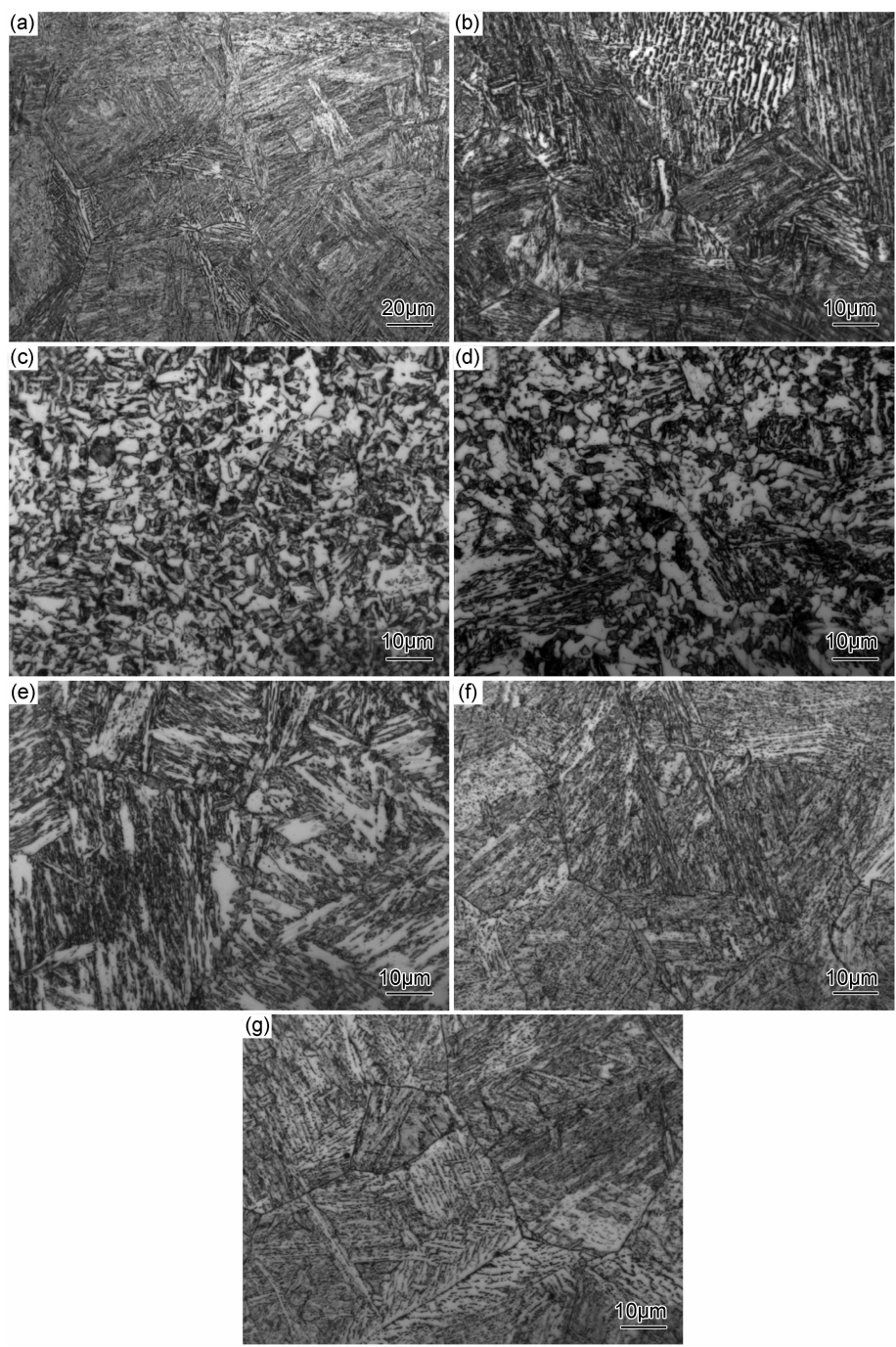


图 3 不同热循环历程的组织形貌 (a)1300℃;(b)1300℃+1200℃;(c)1300℃+1000℃;
(d)1300℃+900℃;(e)1300℃+800℃;(f)1300℃+710℃;(g)1300℃+650℃

Fig. 3 Microstructure for various thermal cycles (a)1300℃;(b)1300℃+1200℃;(c)1300℃+1000℃;
(d)1300℃+900℃;(e)1300℃+800℃;(f)1300℃+710℃;(g)1300℃+650℃

在过临界区,马氏体或贝氏体板条间距小,因而硬度高,当峰值温度为 1300℃时,晶粒尺寸会更粗, $T_{p1}=1300^{\circ}\text{C}$ 的硬度反而比 $T_{p2}=1200^{\circ}\text{C}$ 时的低;而 $T_{p2}=1000^{\circ}\text{C}$ 时刚刚超过 A'_{c3} ,奥氏体化不充分,溶质不均匀,且铁素体量较多,使硬度降低; $T_{p2}=900^{\circ}\text{C}$ 时发生部分奥氏体化,碳原子向新相中扩散,未重结晶的基体

组织相当于一次深度回火作用,导致硬度的急剧下降; $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$ 时,因重结晶量少,时间历程短,在相界和晶界附近发生少量的碳原子扩散,基体的硬度变化不大,二次峰值温度低于 A'_{c1} 时,即对非平衡组织进行了回火,硬度降低,且 $T_{p2}=710^{\circ}\text{C}$ 时回火程度比 $T_{p2}=650^{\circ}\text{C}$ 高,M-A 组元分解量多,因而硬度较低。

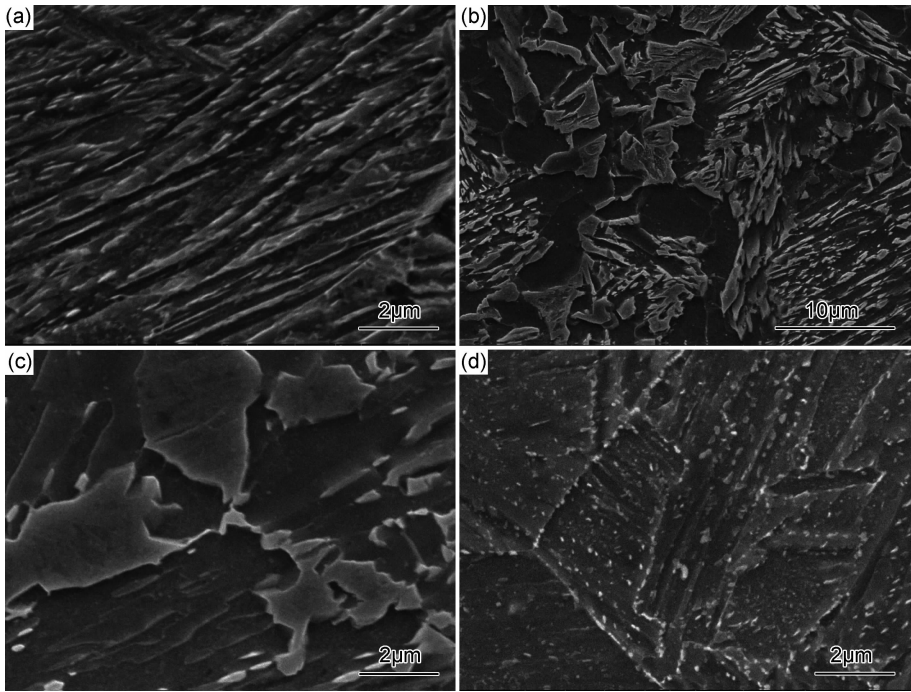


图 4 粗晶区二次热循环后的 SEM 组织照片 (a) $T_{p2}=1200^{\circ}\text{C}$; (b) $T_{p2}=900^{\circ}\text{C}$; (c) $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$; (d) $T_{p2}=710^{\circ}\text{C}$

Fig. 4 SEM photos of CG-HAZ reheated by second thermal cycle (a) $T_{p2}=1200^{\circ}\text{C}$;
(b) $T_{p2}=900^{\circ}\text{C}$; (c) $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$; (d) $T_{p2}=710^{\circ}\text{C}$

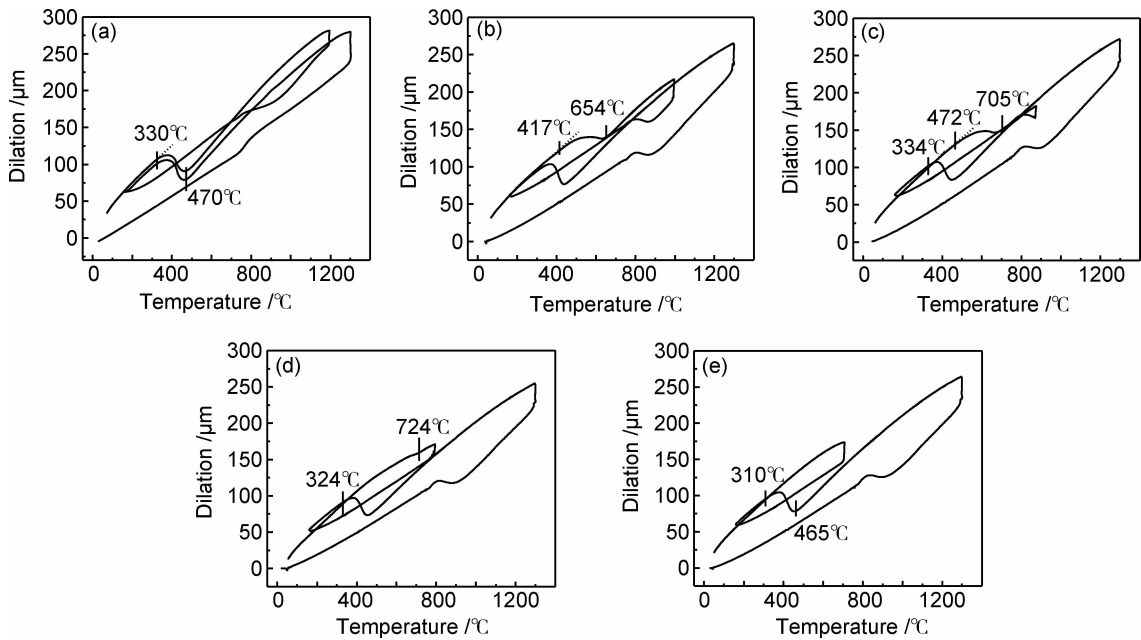


图 5 膨胀量-温度曲线 (a) $T_{p2}=1200^{\circ}\text{C}$; (b) $T_{p2}=1000^{\circ}\text{C}$; (c) $T_{p2}=900^{\circ}\text{C}$; (d) $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$; (e) $T_{p2}=710^{\circ}\text{C}$

Fig. 5 Dilation versus temperature curves (a) $T_{p2}=1200^{\circ}\text{C}$; (b) $T_{p2}=1000^{\circ}\text{C}$; (c) $T_{p2}=900^{\circ}\text{C}$; (d) $T_{p2}=800^{\circ}\text{C}$; (e) $T_{p2}=710^{\circ}\text{C}$

3 讨论与分析

实验用钢的粗晶区生成了贝氏体和马氏体组织,在二次加热过程中,这些非稳态组织发生奥氏体化时,形核位置为晶界和晶内的两相界面,在冷却过程中,因奥氏体化温度(即 T_{p2})的不同而发生不同的组织转

变,当 T_{p2} 为 1200°C 时,因为晶粒粗大,使晶界减少,冷却时新相的形核位置减少,加上高温下合金元素充分溶入奥氏体,提高其稳定性,使贝氏体转变温度(B_s)降低,组织呈板条状,硬度增加;反之,当 T_{p2} 在 1000°C 及以下温度奥氏体化时, B_s 相对要高,晶粒也较为细小。

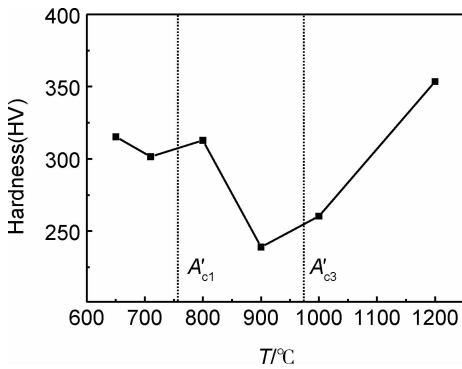


图6 粗晶区经历不同 T_{p2} 后的硬度

Fig. 6 Hardness of CG-HAZ reheated with various T_{p2}

从实验结果来看,判断过热粗晶区二次热循环组织转变类型时,应按实际的临界点来划分,若按照近平衡状态下的 A_{c1} 和 A_{c3} 为界限,则当 $T_{p2} = 900^\circ\text{C}$ 时即进入完全奥氏体区,按文献[7-9,13],此时应发生所谓的“组织遗传”,即非平衡组织奥氏体化后晶粒没有细化,仍保持原来的晶体学位向关系,但本实验结果并非如此,即 T_{p2} 为 900°C 时,实验用钢没有完全奥氏体化,而只是发生了部分奥氏体化,未奥氏化的原组织形态基本不变,这从组织和膨胀曲线上均能体现(图4(b),图5(c)),而且奥氏体化组织得到了细化,没有出现组织遗传现象,因此,建立 TTA 曲线对焊接过程组织转变的认识具有实用意义。

4 结论

(1)结合实验用钢的 TTA 曲线及热膨胀曲线,其粗晶区二次热循环组织转变规律为:随 T_{p2} 的提高, B_s 降低,组织由较高温度下得到的粒状贝氏体变成板条状贝氏体和马氏体,晶粒由细变粗,当 T_{p2} 低于奥氏体化温度时,对一次粗晶组织起到回火作用。

(2)二次热循环后的组织硬度与基体形态有直接联系,相比于一次粗晶区组织, T_{p2} 为 1200°C 时得到的板条状基体,使硬度升高, T_{p2} 为 900°C 和 1000°C 时,粒状的贝氏体基体使硬度降低,在 A'_{c1} 温度以下回火时,只有部分 M-A 组元分解,因时间历程短,基体组织变化小,硬度变化不大。

(3)TTA 曲线能够为焊接热影响区各区域的准确划分提供依据,并直接影响相变类型分析,尤其是亚临界区是否发生组织遗传现象的判断;通过金相组织和热膨胀曲线相互验证,得到本实验用钢的粗晶区组织转变特征,为后续研究提供参考。

参考文献

[1] 翁宇庆,杨才福,尚成嘉. 低合金钢在中国的发展现状与趋势[J].

钢铁,2011,46(9):1-9.

WENG Yu-qing, YANG Cai-fu, SHANG Cheng-jia. State of the art and development trends of HSLA steels in China[J]. Iron and Steel, 2011, 46(9):1-9.

- [2] BONNEVIEA E, FERRIERE G, IKHLEF A, et al. Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 385(1-2): 352-358.
- [3] BAYRAKTAR E, KAPLAN D. Mechanical and metallurgical investigation of martensite-austenite constituents in simulated welding conditions[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 153-154: 87-92.
- [4] MOEINFAR S, KOKABI A H, MADAAH H H R. Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones[J]. Materials and Design, 2010, 32(6): 2948-2955.
- [5] MOEINFAR S, KOKABI A H, MADAAH H H R. Effect of tandem submerged arc welding process and parameters of gleeble simulator thermal cycles on properties of the intercritically reheated heat affected zone[J]. Materials and Design, 2011, 32(2): 869-876.
- [6] LIAO J S, IKEUCHI K J, MATSUDA F. Toughness investigation on simulated weld HAZs of SQV-2A pressure vessel steel[J]. Nuclear Engineering and Design, 1998, 183(1-2): 9-20.
- [7] 陆雪冬,岑越,王欢,等. 多层多道焊接 DH40 船用钢接头组织及力学性能[J]. 焊接学报,2013,34(2):79-83.
LU Xue-dong, CEN Yue, WANG Huan, et al. Structure and mechanical properties on DH40 ship building steel joints by multi-layer and multi-pass welding technology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(2):79-83.
- [8] 许良红,陈延清,章军,等. 焊接热循环对 07MnCrMoVR 钢热影响区组织及韧性的影响[J]. 钢铁,2011,46(2):62-68.
XU Liang-hong, CHEN Yan-qing, ZHANG Jun, et al. Effect of thermal cycle on microstructure and mechanical properties of heat affected zone of 07MnCrMoVR steel[J]. Iron and Steel, 2011, 46(2):62-68.
- [9] 彭冀湘,张田宏,杜义,等. 二次焊接热循环对超高强度钢过热区冲击性能的影响[J]. 材料开发与应用,2006,21(3):23-25.
PENG Ji-xiang, ZHANG Tian-hong, DU Yi, et al. Effect of secondary welding thermal cycles on microstructure and toughness of over-heated zone of ultrahigh strength steel[J]. Development and Application of Materials, 2006, 21(3):23-25.
- [10] 高惠临,董玉华. 超低碳 QT 钢焊接二次热循环的组织转变与局部脆化[J]. 金属学报,2001,37(1):34-38.
GAO Hui-lin, DONG Yu-hua. Microstructure transformation and brittleness of a ultra-low carbon QT steel during double welding thermal cycle[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2001, 37(1):34-38.
- [11] LAMBERT P A, GOURGUES A F, PINEAU A. Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone[J]. Acta Materialia, 2004, 52(8): 2337-2348.
- [12] 林慧国,傅代直. 钢的奥氏体曲线转变—原理、测试与应用[M]. 北京:机械工业出版社,1988. 247-248.

LIN Hui-guo, FU Dai-zhi. Austenite Transformation Curve of Steel—Theory, Testing and Application [M]. Beijing: China Machine Press, 1988. 247—248.

[13] 董露, 张骁勇, 徐学利, 等. 二次焊接热循环中 X100 管线钢粗晶区组织性能研究[J]. 热加工工艺, 2012, 41(23): 150—153.

DONG Lu, ZHANG Xiao-yong, XU Xue-li, et al. Microstructure and properties of coarse grain heat affected zone in second welding thermal cycle of X100 pipeline steel[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(23): 150—153.

基金项目: 国家科技重大专项子课题(2009ZX04014-064-05); 内蒙古自治区高等学校科学研究项目(NJ10092)

收稿日期: 2014-01-15; **修订日期:** 2014-11-10

通讯作者: 邢淑清(1971—), 女, 教授, 硕士研究生导师, 主要从事材料加工、数值模拟及组织性能控制的科研和教学工作, 联系地址: 内蒙古包头市昆区阿尔丁大街 7 号, 内蒙古科技大学材料与冶金学院(014010), E-mail: xingshuqing@imust.cn

中航工业北京航空材料研究院石墨烯研究取得突破性进展

石墨烯因强度高、韧性好、导电导热性能优而受到广泛的关注, 最近中航工业北京航空材料研究院在石墨烯用于净化环境、锂电池阳极材料、电线电缆和封装材料方面取得突破性进展。

(1) 超轻、强吸附的石墨烯宏观体环境净化材料

据本项目组负责人杨程博士介绍, 研究团队已研制出一系列可用于净化环境的超轻、强吸附、高过滤的石墨烯海绵、石墨烯气凝胶和石墨烯纤维多孔材料等石墨烯宏观体材料。实验结果表明: 这些材料对甲醛、二氧化硫、氨气等有毒有害气体的吸附量大于 100mg/g; 对甲基蓝、甲基橙、环己烷、四氯化碳等有机污染物的吸附量大于 20g/g; 对烟气混合排放物典型成分(间苯二酚、柠檬醛、异戊酸、亚硝基二甲基胺、亚麻酸、吡啶等)的吸附量大于 10g/g。石墨烯宏观体密度均小于 0.04g/cm³, 可多次回收利用, 在空气净化、油污处理、烟气吸附领域具有广泛的应用前景。可以直接制成空气过滤芯替代活性炭材料用于空气净化装置; 可以制备成吸油毡等用于海上油污处理; 可以制备布袋除尘器或湿式除尘器滤芯用于烟道除尘净化。

(2) 石墨烯-锂离子电池

针对锂离子电池正极材料导电性差, Li⁺ 在充放电过程的嵌入、脱出能力差, 电池温度稳定性差, 尤其是低温性能下降显著等问题, 本项目研究团队采取特别的石墨烯纳米片表面修饰和活化技术, 突破石墨烯弯曲皱褶多孔结构的制备技术, 通过石墨烯纳米片、碳纳米管和导电炭黑三元并用的方式, 并突破石墨烯复合导电结构的设计和制备技术, 开发出超大比表面积、超高导电性能、超多活化点以及电导率可控、性能稳定性好的石墨烯复合导电浆料, 并成功应用于高能量密度和高功率密度的锂离子电池正极材料, 已陆续完成材料测评、考核验证。石墨烯材料在锂离子电池的成功应用, 将实现锂离子电池以及清洁能源动力电池的升级跨代。

(3) 石墨烯电线电缆

课题组基于先期在石墨烯铝基、铜基和聚合物基等复合材料上的研究成果, 突破石墨烯铝导体设计及制备技术, 制备出同时兼具铝合金导线强度和纯铝电导率的新一代石墨烯铝导线; 突破石墨烯铜触头和石墨烯复合铜导线的设计及制备技术, 有望在相同输电能力前提下大幅降低高压导线铜材用量; 突破石墨烯半导体材料设计及制备技术, 制备出了同心高压导线用半导体屏蔽材料。以上原创性技术都已形成发明专利、材料标准和工艺规范等成套技术文件, 为实现石墨烯技术在电线电缆材料上的系列化应用奠定了技术基础。

(4) 石墨烯电子封装材料

王旭东博士研究团队利用石墨烯材料高导热的特点, 通过在铝合金复合材料中添加石墨烯纳米片开发出了线膨胀系数可控的系列化的新一代高性能电子封装材料。该材料的线膨胀系数(CET, 25℃)在(9.0~16.0)×10⁻⁶℃⁻¹可调, 导热系数(TC, 25℃)>230W/(m·K), 三点弯曲强度大于 500MPa。相比于 Al-Si 材料导热性能提升 1 倍以上, 强度提升 90%, 较 Al-SiC 材料导热性能提升 50%, 且价格仅为 Al-SiC 的一半。可以广泛应用于有源相控阵雷达 T/R 组件封装材料和大功率 IGBT 底板材料的制备。