

· 材料工艺进展 ·

TRIP 钢 TMP 和热处理过程中的组织演变

唐代明

(攀枝花学院四川省钒钛材料工程技术研究中心, 攀枝花 617000)

摘要 介绍了热轧 TRIP 钢 TMP(形变热处理)的精轧阶段(奥氏体未再结晶区变形)、输送台冷却(γ - α 两相区的相变)和卷取阶段(贝氏体转变)热轧 TRIP 钢组织演变的影响因素;冷轧 TRIP 钢临界区(γ - α 区)退火和贝氏体转变区等温处理时的组织演变及其演变过程中 TRIP 钢残余奥氏体中碳的富集的研究进展。

关键词 TRIP 钢 TMP 热处理 组织演变

Advance in Research on Evolution of Structure in TRIP Steels during TMP and Heat Treatment

Tang Daiming

(Sichuan Technology & Engineering Research Center for Vanadium and Titanium Materials, Panzhihua University, Panzhihua 617000)

Abstract Influence factors on evolution of structure in hot rolled TRIP steels during TMP (Thermomechanical processing) finishing rolling (austenite deformed in non-crystallization region), ROT (run out table) cooling (phase transformation in γ - α two phase region) and coiling process (bainite transformation); evolution of structure of cold rolled TRIP steel during intercritical annealing (γ - α region) and bainite isothermal region transformation, and carbon enrichment in retained austenite of TRIP steel during structural evolution are presented.

Material Index TRIP Steel, TMP, Heat Treatment, Evolution

具有相变诱发塑性 (Transformation Induced Plasticity)效应的 TRIP 钢板是汽车高性能钢材中的一种^[1]。通常汽车用双相钢中残余奥氏体量低于 5%,个别高达 10%。即使是低于 6.3% 的少量残余奥氏体,也使加工硬化指数和均匀延伸率有所提高。这说明含有残余奥氏体的双相钢具有 TRIP 效应^[2]。在某些情况下,可以用廉价的 Mn、Si 代替 Cr、Ni、Mo。在此基础上,研究开发出了汽车用低碳低合金 TRIP 钢^[3]。TRIP 钢分为热轧 TRIP 钢和冷轧 TRIP 钢。其处理工艺分别为 TMP (Thermomechanical Processing, 形变热处理)工艺和冷轧后的热处理工艺。其显微组织由 50% ~ 60% 的铁素体, 25% ~ 40% 的贝氏体型铁素体, 5% ~ 15% 的残余奥氏体组成^[4]。

1 显微组织变化

1.1 TMP(变形热处理)工艺

生产热轧 TRIP 钢的 TMP 工艺过程如图 1 所示^[4]。

热轧 TRIP 钢组织演变的第一个重要阶段是精轧阶段。应该使精轧在奥氏体未再结晶区进行。终轧后的组织为沿轧制方向伸长的奥氏体晶粒,且在晶粒内存在大量的形变带,形成细小的亚结构单元。

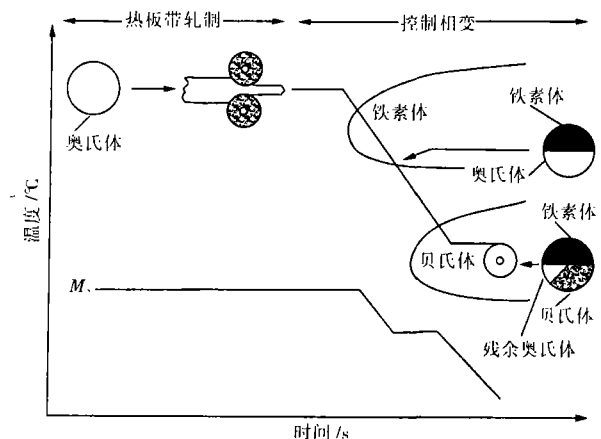


图 1 热轧 TRIP 钢的 TMP 工艺和显微组织变化
Fig.1 Schematic of TMP schedule and structure evolution of hot rolled TRIP steels

这种组织有利于形成大量细小的铁素体晶粒。奥氏体未再结晶区的温度范围是从未再结晶温度 T_m 到 A_{r3} 。含 Nb 与不含 Nb 的两种 TRIP 钢的未动态再结晶温度及临界温度,其结果列于表 1^[5]。

第二个重要阶段是通过输送台的过程。终轧后的钢在这个过程中将穿越 γ - α 两相区,并快速冷却到卷取温度。经变形后未再结晶的奥氏体先发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变,形成奥氏体、铁素体各占一半的组织,然

表 1 两种 TRIP 钢的化学成分和临界温度
Table 1 Chemical compositions, critical temperature of two TRIP steels

试验钢	化学成分/%					温度/°C		
	C	Si	Mn	Nb	Al	T_{nr}	A_{r3}	A_{r1}
含 Nb 钢	0.22	1.55	1.55	0.035	0.028	930 ± 5	755 ± 5	590 ± 5
无 Nb 钢	0.19	1.50	1.54	-	0.024	910 ± 5	750 ± 5	650 ± 5

后终止 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变。如果形成的铁素体数量少,即未转变的奥氏体数量多,则奥氏体中 C 和合金元素含量就较低。

第三个重要阶段是钢的卷取。这一阶段钢处于贝氏体转变等温过程中,一部分奥氏体将转变为贝氏体型铁素体,剩余的另一部分奥氏体将进一步富集大量的 C 和合金元素而不发生转变,并残留到室温。

奥氏体区变形对热轧 TRIP 钢组织转变的影响已经有了大量的报道^[5-9],但 $\gamma-\alpha$ 两相区变形对热轧 TRIP 钢组织转变的影响的研究还比较少^[10]。

1.2 热处理工艺

生产冷轧 TRIP 钢的热处理工艺,由临界区退火和贝氏体等温处理两个阶段组成^[4](图 2)。

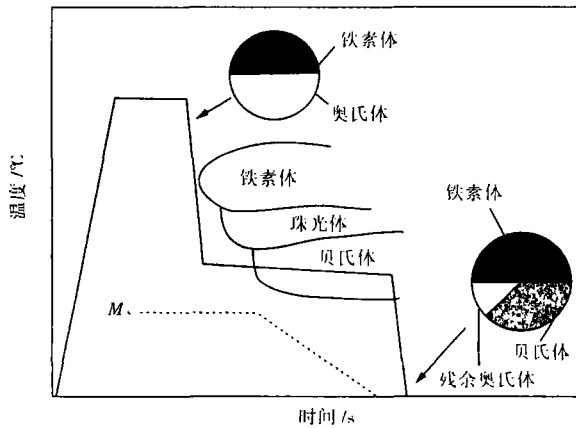


图 2 冷轧 TRIP 钢的热处理工艺和显微组织变化
Fig.2 Schematic of heat treatment and structural evolution of cold rolled TRIP steels

在临界区退火阶段,钢的组织状态处于 $\gamma-\alpha$ 两相区,会发生铁素体基体的再结晶,形成奥氏体^[11]。与热轧 TRIP 钢类似, $\gamma-\alpha$ 两相区的组织状态对最终的组织 and 残余奥氏体的稳定性有着重要影响。

获得较高的残余奥氏体分数的临界区退火温度是 $(Ac_1 + Ac_3)/2$,如 C-Mn-Si 冷轧 TRIP 钢在临界区退火温度为 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 时,形成的奥氏体体积分数大约为 60%^[12]。若适当降低临界区退火温度,获得体积分数大约为 50% 奥氏体。但是,在经贝氏

体区等温处理并冷却到室温,后一情况的残余奥氏体体积分数反而高一些,性能也较好。但是, Meyer 等^[13]认为,临界区退火的目的是为获得 30% 的奥氏体和 70% 的铁素体。Jacques 等^[14,15]进行的系列试验是在 Ac_1 之上 10 ~ 25 °C 进行临界区退火,形成的奥氏体体积分数为 25% ~ 38%。这些不一致的研究结果说明,不存在一个统一的最佳临界区退火温度或最佳临界区奥氏体体积分数。因为临界区退火温度或奥氏体数量,将与合金成分、贝氏体区等温条件(温度和时间),甚至和热轧态以及冷轧后的组织等因素交织在一起,共同影响最终的组织。

经临界区退火形成的铁素体 + 奥氏体组织,在 $B_s \sim M_s$ 之间的贝氏体相变区等温过程中,其中的奥氏体将部分转变为贝氏体型铁素体。TRIP 钢中合金元素的主要作用就是在此过程中阻止碳化物的析出,使 C 富集到未转变的奥氏体中,提高奥氏体的稳定性。该等温温度通常在 400 °C 左右。

图 3 是冷轧含 Al 的 TRIP 钢室温组织随贝氏体等温时间的变化图^[15]。当等温时间不足 2 min 时,显微组织中会出现马氏体;这是由于奥氏体中未能富集到足够高浓度的 C 和合金元素,当从等温温度冷却到室温时转变为马氏体。

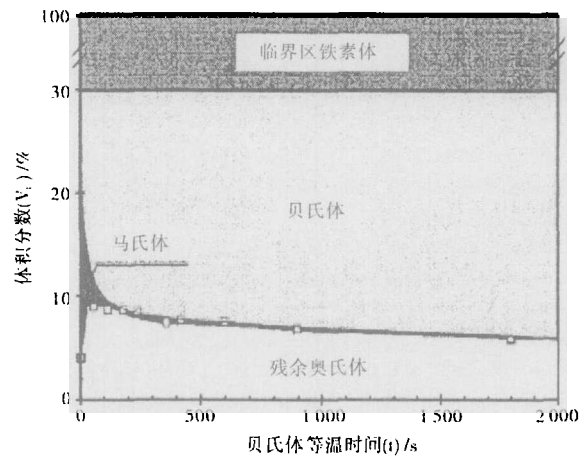


图 3 冷轧含 Al 的 TRIP 钢经临界区退火(750 °C 4 min)后在 375 °C 进行贝氏体等温时室温显微组织演变
Fig.3 Room temperature structure transformation of cold rolled Al bearing TRIP steel annealed in critical region at 750 °C for 4min then bainite constant temperature treated at 375 °C

2 奥氏体中碳的富集

TRIP 效应与残余奥氏体的稳定性有关。其稳定性取决于化学成分,其中 C 含量是最主要的因素,C 含量越高, M_s 温度越低^[4,16]。因此,残余奥氏体中 C 的富集过程与 TRIP 效应密切相关。

热轧 TRIP 钢残余奥氏体中 C 的富集过程有两个阶段。第 1 阶段是变形后的奥氏体在冷却穿越 γ - α 两相区析出先共析铁素体的过程中。由于先共析铁素体中 C 的溶解度较低,C 被排斥到剩余的奥氏体中并在未相变的奥氏体中富集。显然,产生的铁素体越多,相应剩余的奥氏体中富集的 C 就越多。紧随在奥氏体-铁素体相变之后的奥氏体-贝氏体转变期间,完成了 C 分离的第 2 阶段。

冷轧和退火后 TRIP 钢的残余奥氏体中 C 的富集过程有 4 个阶段^[16]。前两个阶段出现在热轧工艺过程中,另两个在 TRIP 退火过程中发生。临界区退火时,奥氏体首先在热轧后形成的富 C“第二相”(由贝氏体,可能还有碳化物、残余奥氏体和马氏体组成)中形成,重新形成的奥氏体继承了“第二相”的高 C 含量。在退火的贝氏体转变阶段,一些奥氏体转变为贝氏体,C 进一步富集在剩余的奥氏

体中,使残余奥氏体更稳定。

随贝氏体等温时间的延长,大约在 7 min 后,Al 合金化 TRIP 钢中残余奥氏体 C 含量上升到一个较高的水平(约 1.03%);随后,0.11% C-0.59% Si-1.55% Mn-1.50% Al 钢和 0.11% C-1.50% Si-1.53% Mn-0.043% Al 钢中残余奥氏体 C 含量基本保持恒定,0.11% C-0.49% Si-1.51% Mn-0.38% Al 钢在这个水平保持较长时间后略微下降^[15]。同时也说明,用 Al 代替 Si 的 TRIP 钢,就残余奥氏体 C 的富集而言是相同的。在 0.11% C-0.59% Si-1.55% Mn-1.50% Al 钢中,室温时残留了 8% 的奥氏体,其中的 C 约占钢中所有 C 的 75%。

3 结语

近 30 年来,国外对低合金 TRIP 钢的物理冶金进行了大量的研究,其商业化应用也已有 10 多年。国内虽然在 10 多年前已开始进行 TRIP 钢的研究,但其工业性生产和应用与国外还有较大的差距,直到 2002 年才由宝钢实现了 TRIP 钢的工业性生产。为了推动我国 TRIP 钢的工业性生产和应用,应结合国内钢铁企业的实际生产条件,对优化控制 TRIP 钢组织转变的工艺参数开展研究工作。

参考文献

- 1 Takehide Senuma. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. ISIJ International, 2001, 41(6): 520
- 2 马鸣图,吴宝榕. 双相钢——物理和力学冶金. 北京:冶金工业出版社,1988
- 3 景财年,王作成. TRIP-相变诱发塑性钢的研究进展. 特殊钢, 2004, 25(4): 1
- 4 Wolfgang Bleck, Andreas Frehn, Joachim Ohlert. 铌在双相钢和 TRIP 钢中的应用. 侯豁然译. 铌·科学与技术. 北京:冶金工业出版社,2003
- 5 Hanzaki A Zarei, Hodgson P D, Yue S. Hot Deformation Characteristics of Si-Mn TRIP Steels with and without Nb Microalloy Additions. ISIJ International, 1995, 35(3): 324
- 6 Hanzaki A Zarei, Hodgson P D, Yue S. The Influence of Bainite on Retained Austenite Characteristics in Si-Mn TRIP Steels. ISIJ International, 1995, 35(1): 79
- 7 Li Zhuang, Wu Di. Effect of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Si-Mn TRIP Steels. ISIJ International, 2006, 46(1): 121
- 8 Shunichi Hashimoto, Shushi Ikeda, Koh-ichi Sugimoto, et al. Effects of Nb and Mo Addition to 0.2% C-1.5% Si-1.5% Mn Steel on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-aided Steel Sheets. ISIJ International, 2004, 44(9): 1590
- 9 Ichiro Tsukatani, Shun'ichi Hashimoto, Tsuyoshi Inoue. Effects of Silicon and Manganese Addition on Mechanical Properties of High-strength Hot-rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite. ISIJ International, 1991, 31(9): 992
- 10 Luo Haiwen, Zhao Lie, Suzelotte O Kruijver, et al. Effect of Intercritical Deformation on Bainite Formation in Al-containing TRIP Steel. ISIJ International, 2003, 43(8): 1219
- 11 Samajdar I, Girault E, Verlinden B, et al. Transformations during Intercritical Annealing of a TRIP-assisted Steel. ISIJ International, 1998, 38(9): 998
- 12 Chang Gil Lee, Sung-Joon Kim, Chang-Seok Oh, et al. Effects of Heat Treatment and Si Addition on the Mechanical Properties of 0.1 wt% C TRIP-aided Cold-rolled Steels. ISIJ International, 2002, 42(10): 1162
- 13 Meyer M De, Vanderschueren D, De Cooman B C. The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. ISIJ International, 1999, 39(8): 813
- 14 Jacques P J, Girault E, Harlet Ph, et al. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels——Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International, 2001, 41(9): 1061
- 15 Jacques P J, Girault E, Mertens A, et al. The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels——Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels. ISIJ International, 2001, 41(9): 1068
- 16 Jiao S, Hassani F, Donaberger R L, et al. The Effect of Processing History on a Cold Rolled and Annealed Mo-Nb Microalloyed TRIP Steel. ISIJ International, 2002, 42(3): 299

唐代明(1962-),男,副教授,1983年昆明工学院金属学热处理专业毕业,从事微合金非调质钢、焊接材料用钢开发研究。