

非调质钢 C38N2 Φ170 mm 热轧材连续冷却转变的研究

文 成¹ 蒋 波¹ 杨 忠² 王海龙² 刘雅政¹

(1 北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083; 2 西宁特殊钢集团有限责任公司,西宁 810005)

摘 要 采用热膨胀法和金相法,通过 Gleeble-1500 热模拟试验机试验研究了非调质钢 C38N2(/% :0.38C, 0.55Si, 1.42Mn, 0.011P, 0.047S, 0.03Nb, 0.015Ti, 0.022Al, 0.020N) 在冷却速度 0.5 ~ 20 °C/s 时的动态(950 °C, 变形速率 5 s⁻¹, 50% 变形, 冷却至室温)和静态(未变形, 880 °C 冷却至室温)的连续冷却转变(CCT)曲线。结果表明, 未变形时非调质钢 C38N2 当冷却速度 0.5 °C/s 时为铁素体-珠光体组织, 3.0 °C/s 时为贝氏体 + 铁素体-珠光体组织, >3.0 ~ 11 °C/s 时为贝氏体 + 马氏体组织, 15 °C/s 时为马氏体组织; 当冷却速度 ≤ 11 °C/s 时动态 CCT 的相变开始温度均大于静态 CCT 相变开始温度。

关键词 非调质钢 C38N2 相变 连续冷却转变(CCT)曲线

A Study on Continuous Cooling Transformation of Φ170 mm Hot-Rolled Products of Non-Quenching-and-Tempering Steel C38N2

Wen Cheng¹, Jiang Bo¹, Yang Zhong², Wang Hailong² and Liu Yazheng¹

(1 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology, Beijing 100083;
2 Xining Special Steel Co Ltd, Xining 810005)

Abstract The dynamic (deforming 50% at 950 °C with deformation rate 5 s⁻¹, cooling to ambient) and static (non-deforming, 880 °C, cooling to ambient) continuous cooling transformation (CCT) curves with cooling rate 0.5 ~ 20 °C/s of non-quenching-and-tempering steel C38N2 (/% : 0.38C, 0.55Si, 1.42Mn, 0.011P, 0.047S, 0.03Nb, 0.015Ti, 0.022Al, 0.020N) have been tested and studied with using Gleeble-1500 thermal simulation machine by thermal expansion dilation method and metallographic examination. Results show that for non-deforming steel, with cooling rate 0.5 °C/s, the structure of non-quenching-and-tempering steel C38N2 is ferrite-pearlite, as cooling rate is 3.0 °C/s its structure is bainite + ferrite-pearlite, with cooling rate >3.0 ~ 11 °C/s the steel has bainite + martensite structure and with 15 °C/s the structure of steel is martensite; as cooling rate ≤ 11 °C/s, all the phase transformation initial temperature of dynamic CCT is larger than that of static CCT.

Material Index Non-Quenching-and-Tempering Steel C38N2, Phase Transformation, CCT Curves

微合金非调质钢是伴随国际上能源短缺而发展起来的一种高效节能钢,用以替代传统调质热处理的碳素钢或合金结构钢。由于其减少了零件淬火变形和开裂带来的损失,具有节能、环保、降低生产成本等特点,因而被广泛应用于汽车、建筑机械、农业机械等行业^[1-2]。实验研究了汽车发动机曲轴用钢 C38N2 的轧制及轧后冷却过程的相变规律。

1 实验材料及方法

实验用钢取自西宁特钢生产 Φ170 mm 的 C38N2 钢轧材,其成材工艺如下:90 t Consteel 冶炼 + 70 t LFV 炉精炼 → 铸锭 → 红送 → 检查清理 → 750 轧机开 320 mm × 260 mm 的矩形坯 → 冷至室温 → 再次加热至 1 220 °C 左右 → 750 轧机二次开 240 mm × 240 mm 坯 → 平立六架精轧机组产 Φ170 mm 轧材 → 空冷至室温。其化学成分见表 1。

连续冷却相变实验在 Gleeble-1500

热模拟试验机上测定,试样均取自 1/2 半径位置处。其中,动态 CCT 是将试样以 10 °C/s 速度加热至 1 250 °C,保温 5 min,再以 10 °C/s 的速度冷却至 950 °C,模拟现场棒材轧制实验的变形量为 50%,变形速率 5 s⁻¹,随后以不同的冷却速度 0.5, 1, 3, 5, 7, 9, 11, 15, 20 °C/s 连续冷却至室温。静态 CCT 实验没有施加变形,经 880 °C 保温后直接冷却至室温。随后进行光学金相和扫描金相观察,并最终绘制出 C38N2 的动态和静态 CCT 曲线。

2 实验结果与分析

2.1 连续冷却转变曲线

根据温度-膨胀量曲线,得出不同冷却速度下各相变开始点和结束点温度,由经验公式^[3]计算得到

表 1 实验钢化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of the experimental steel / %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Nb	Cu	Mo	Ti	Al	N
0.38	0.55	1.42	0.011	0.047	0.14	0.03	0.05	0.01	0.015	0.022	0.020

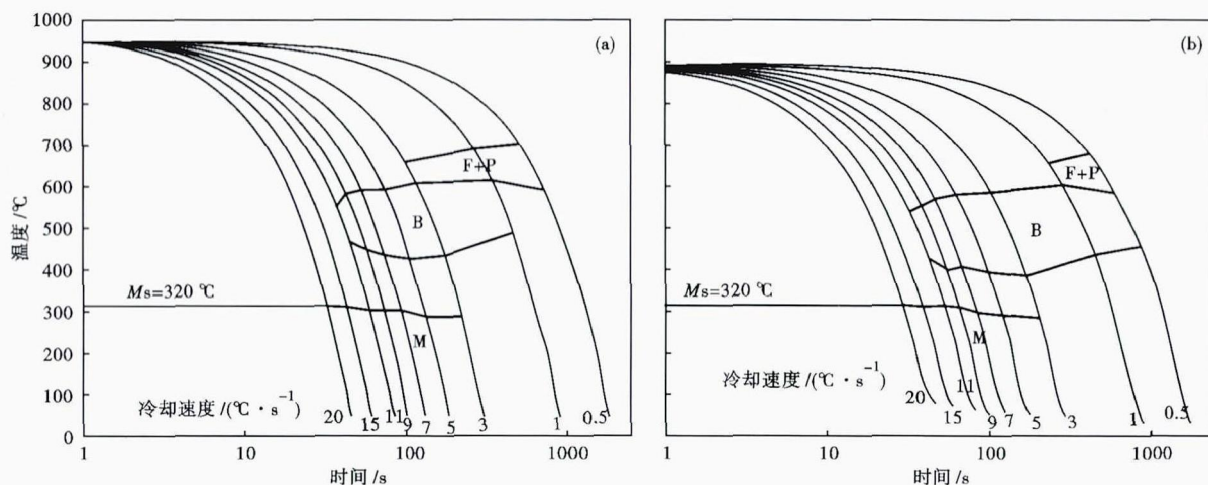


图 1 非调质钢 C38N2 的动态(a)和静态(b)CCT 曲线
 Fig.1 Dynamic (a) and static (b) CCT curves of non-quenching-and-tempering steel C38N2

C38N2 的 M_s 点为 320 °C, 结合金相法得到的 CCT 曲线如图 1 所示。

对比图 1 C38N2 钢的动态和静态 CCT 曲线可知, 前者出现铁素体和珠光体的冷却速度范围较大, 在 3 °C/s 以内, 后者在 1 °C/s 以内; 相较而言, 动态 CCT 出现贝氏体的冷却速度增大, 贝氏体区向左移动, 且转变区域有所减小; 其发生马氏体转变的温度

也较低。两者均表现为, 随着冷却速度增大, 相变温度区间有所减小, 即相变速率增大。

2.2 连续冷却后的显微组织

实验钢部分冷却速度下的显微组织如图 2 所示。对于动态连续冷却转变, 冷却速度为 0.5 °C/s 时, 显微组织为铁素体和珠光体; 1 °C/s 时, 显微组织以铁素体和珠光体为主, 同时有少量贝氏体转变

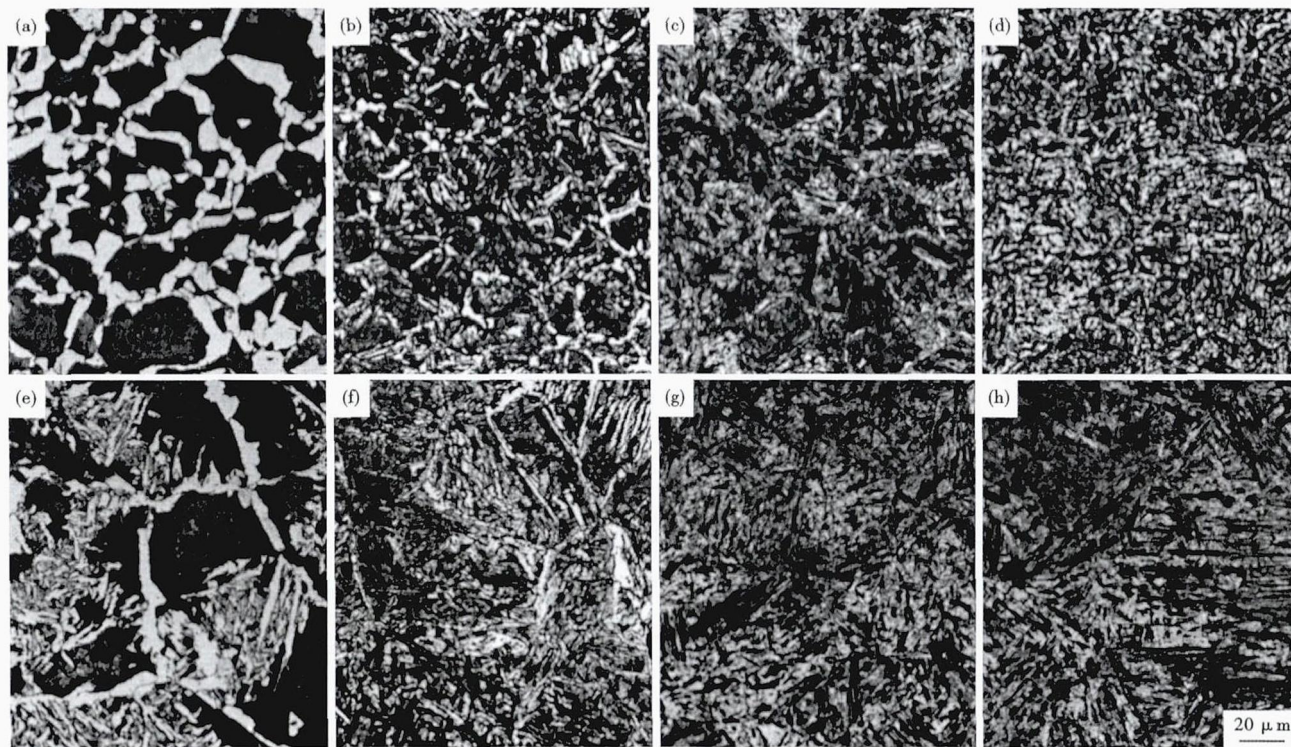


图 2 非调质钢 C38N2 的 CCT 组织形貌, 动态(a) (b) (c) (d); 静态(e) (f) (g) (h), 冷却速度/(°C · s⁻¹): (a) (e) 0.5; (b) (f) 3; (c) (g) 7; (d) (h) 11
 Fig.2 CCT structure morphology of non-quenching-and-tempering steel C38N2, (a) (b) (c) and (d) dynamic; (e) (f) (g) and (h) static; cooling rate / (°C · s⁻¹): (a) (e) 0.5; (b) (f) 3; (c) (g) 7 and (d) (h) 11

发生;当冷却速度达到 $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,铁素体和珠光体转变减少,以贝氏体转变为主,同时马氏体转变开始;随着冷却速度的进一步增加,贝氏体转变不断减少,板条得到细化,马氏体转变不断增加。

对于静态连续冷却转变,在 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的较低冷却速度下,即发生了贝氏体相变;冷却速度为 $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,马氏体转变开始;冷却速度在 $3\sim 11\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$,转变组织均为贝氏体和马氏体。同时,由 CCT 曲线可知,C38N2 发生全马氏体转变的临界冷却速度不超过 $15\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

由图 2 可以看出,动态 CCT 的转变组织细化明显。这是由于变形促使了动态再结晶的发生,细化了奥氏体晶粒。同时,变形会诱导析出 Nb-Ti 碳氮化物,进一步阻止再结晶的发生和晶粒的长大,从而使冷却转变后的组织变得细小。

3 讨论

3.1 合金元素的作用

对于微合金元素 Nb 而言,由固溶度温度公式^[4]计算可知,实验钢加热至 $1\ 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,Nb 的固溶量约为 0.016% ,小于 0.03% ,说明在加热时即有部分 Nb(CN) 析出。由于碳、氮在奥氏体中的固溶度远大于在铁素体中的固溶度,且在铁素体中的固溶度随着温度下降急剧降低。因此当变形促进 A \rightarrow F 相变发生时,Nb、Ti 碳氮化物会迅速达到饱和,快速析出^[5]。变形增加的位错、界面和其他晶体缺陷处则是析出最为有利的位置,因此这些碳氮化物会在位错线上和基体上无规则的析出,通过钉扎奥氏体晶界,抑制奥氏体晶粒长大,细化晶粒,图 2 中动态 CCT 的组织细化明显,与此符合;同时,碳氮化物通过阻止位错在晶粒内部滑移,产生一定的沉淀强化作用,提高强韧性能。

实验钢中的 Mn 元素能够减缓奥氏体向铁素体和珠光体转变,降低钢的临界冷却速度,提高淬透性,使得 C38N2 在较低的冷却速度下获得贝氏体和马氏体组织。同时,Mn 和 Cr、Mo 元素一样,能够降低贝氏体开始转变温度,使奥氏体在较低的温度下发生贝氏体转变,细化贝氏体铁素体板条,提高强度。Cr、Mo 也可增加钢的淬透性,提高强韧性。此外,Mn、Cr 有利于提高裂纹产生能量,减小裂纹扩展能量,并最终提高冲击韧性。

3.2 冷却速度对于组织转变的影响

相变的发生受原子扩散和相变驱动力的共同影响,一方面冷却速度增加,Fe、C 原子的扩散速度降低,不利于奥氏体的高温转变,同时,冷却速度的增加使得过冷度增加,相变驱动力增大,又会促进相变的发生。高温的铁素体和珠光体相变是受界面控制的扩散型相变,冷却速度的提高,过冷度增大,使得铁素体相变的自由焓差增大。晶界、位错等处的临界形核自由能与均匀形核时的临界形核自由能相比逐渐减小,这意味着在晶界上更容易形核,故相变可以在较低的温度下进行,即导致相变点温度 A_{r3} 降低。较低温度下的相变也提高了形核率,使得晶粒尺寸变得细小。对于中温转变,增大冷却速度使相变开始温度降低,贝氏体的板条间距减小。图 3 所示为动态 CCT 部分冷却速度下的贝氏体形态,由图 3 可知,随着冷却速度的增加,贝氏体板条逐渐变细,长度更加短小, $11\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时即呈现细小的竹叶状。

3.3 变形对冷却过程转变的影响

对比该钢动态和静态 CCT 曲线可知,变形促进了铁素体和珠光体转变,使整个相变区向左上方移动,出现铁素体和珠光体混合组织的临界冷却速度增大。同时由于奥氏体的形变,也使得贝氏体的临

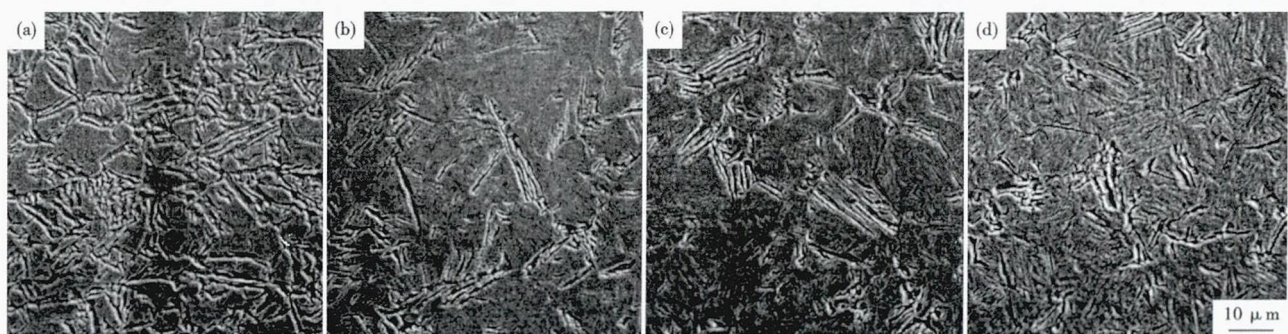


图 3 非调质钢 C38N2 动态 CCT 贝氏体组织形貌,SEM,冷却速度/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$:(a)5,(b)7,(c)9;(d)11

Fig. 3 Dynamic CCT bainite structure morphology of non-quenching-and-tempering steel C38N2, SEM, cooling rate / $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$: (a) 5; (b) 7; (c) 9 and (d) 11

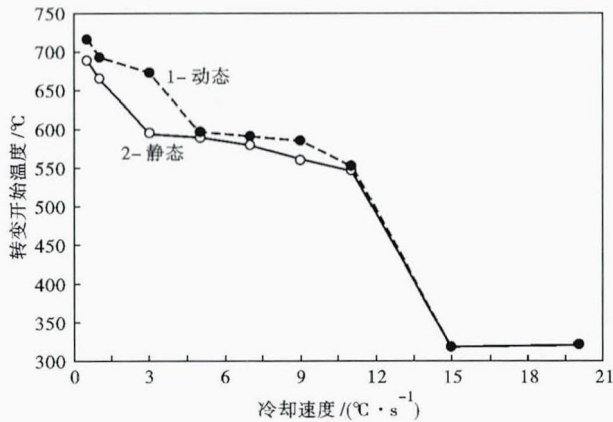


图4 冷却速度对非调质钢 C38N2 动态(曲线 1)和静态(曲线 2) CCT 过冷奥氏体的开始转变温度的影响

Fig. 4 Effect of cooling rate on CCT dynamic (curve 1) and static (curve 2) initial transformation temperature of supercooling austenite of non-quenching-and-tempering steel C38N2

界冷却速度增大,贝氏体区向左移动。不同冷却速度下,过冷奥氏体的开始转变温度如图 4 所示。由图 4 可知,随着冷却速度的增加,C38N2 的开始转变温度逐渐降低,且冷却速度在 11 °C/s 以内,动态 CCT 的相变开始温度均大于静态 CCT。

奥氏体的高温转变是典型的扩散型相变。因而铁素体和珠光体的形成对 Fe 原子和 C 原子的扩散速度有着较强的依赖性^[6]。变形使得奥氏体晶粒拉长,形成大量的形变带,晶界有效面积增加,并在晶粒内部储存大量的畸变能;同时,形变加剧了晶体的点阵畸变,从而使奥氏体内部的空位浓度、位错等晶体缺陷增加,使得系统的自由能增加,非均匀形核点增多,促进了铁素体和珠光体相变。可见,变形提高了高温转变的形核率,有利于 Fe、C 原子扩散和晶格改组以及碳氮化物弥散质点的析出,因而使奥氏体稳定性降低,转变孕育期缩短,提高了高温开始转变温度,并使得高温相变的冷却速度持续到 3 °C/s。正是由于变形对于高温转变的促进作用,才使得 0.5 °C/s 和 1 °C/s 较慢的冷却速度下奥氏体发生完全高温转变,不发生贝氏体转变。而由静态 CCT 曲线可知,未变形的奥氏体则具有较高的稳定性,出现贝氏体转变一直延续到较小的冷却速度。

分析两条 CCT 曲线可知,奥氏体变形对贝氏体的转变有双重作用^[7]。当冷却速度较低时,变形抑制贝氏体转变,促进高温相变;当冷却速度较高时,变形促进贝氏体转变。贝氏体相变介于高温的扩散型相变和低温的切变型相变之间。因此影响因素较

多。对于 C38N2 钢而言,冷却速度在 3 ~ 11 °C/s,变形促进了中温转变,使得贝氏体相变的开始温度和结束温度均提高。首先,由于变形增加了过冷奥氏体内部的空位浓度、位错等晶体缺陷,使得形核位置增加,提高了贝氏体相变的形核率,促进贝氏体转变。其次,变形促使奥氏体发生动态再结晶,晶粒尺寸明显减小,使得晶界面积增加,提高了切变相变的阻力,同时变形产生很高的位错密度,抑制了贝氏体的切变型相变。可见,贝氏体相变的发生受多种因素的共同影响,关键看何种因素起到的作用占主导。

4 结论

(1) 在连续冷却过程中,C38N2 钢先后发生了铁素体和珠光体、贝氏体、马氏体相变,且随着冷却速度的增加,相变开始温度逐渐降低,组织得到细化。合金元素的加入提高淬透性,降低了相变温度,细化组织,使钢材强韧性得以提高。

(2) 变形促进了 C38N2 钢连续冷却过程中的高温转变,使获得铁素体和珠光体组织的冷却速度增大到 3 °C/s,获得全铁素体和珠光体组织的临界冷却速度小于 1 °C/s;发生贝氏体转变的冷却速度增大,贝氏体区左移;同时,马氏体开始转变温度有所降低。马氏体转变临界冷却速度约为 15 °C/s。

参考文献

- [1] 陈蕴博,马 炜,金 康. 强韧微合金非调质钢的研究动向[J]. 机械工程材料,2001,25(3):1-6.
- [2] 刘瑞宁,王福明. 汽车用微合金化非调质钢的进展[J]. 特殊钢,2006,27(3):39-43.
- [3] 林慧国,傅代直. 钢的奥氏体转变曲线—原理、测试与应用[M]. 北京:机械工业出版社,1988.
- [4] 陈国安,杨玉朋,郭守真,等. 低碳微量铌钢过冷奥氏体形变过程中的碳氮化物析出[J]. 北京科技大学学报,2005,27(3):302-306.
- [5] 王有铭,李曼云,韦 光. 钢材的控制轧制和控制冷却[M]. 北京:冶金工业出版社,2009.
- [6] 王佳夫,林清华,漆世泽,等. 热变形和冷却对 700 MPa 级 Mo-Nb 微合金化钢组织的影响[J]. 特殊钢,2003,24(5):13-15.
- [7] 朱洪武,刘雅政,闫永明,等. 钎具用钢 22Si2MnCrNi2MoA 连续冷却相变的组织变化[J]. 材料热处理学报,2013,34(1):112-116.

文 成(1989-),男,硕士研究生(北京科技大学),2007 年安徽工业大学(本科)毕业,曲轴用钢 C38N2 的轧制工艺优化及组织性能控制研究。

收稿日期:2013-08-07