

低碳钢过冷奥氏体形变过程组织演变机制

齐俊杰¹⁾ 杨王玥¹⁾ 孙祖庆²⁾

1)北京科技大学材料科学与工程学院,北京 100083 2)新金属材料国家重点实验室,北京 100083

摘要 低碳钢过冷奥氏体形变过程将发生形变强化相变及铁素体的动态再结晶,导致晶粒超细化. 与未形变的过冷奥氏体等温转变相比,形变极大地促进了奥氏体向铁素体的转变,使铁素体形核率急剧升高,铁素体晶粒尺寸显著降低. 形变强化相变是一以形核为主的过程. 在形变后期,当形变强化相变铁素体转变基本完成后,将发生铁素体的动态回复和动态再结晶. 比较不同应变速率对组织演变影响的结果表明,应变速率较低条件下,易形成铁素体与第2组织层状分布的条带特征;应变速率较高时,组织的条带特征不显著.

关键词 低碳钢;形变强化相变;铁素体动态再结晶;晶粒细化

分类号 TG 111.5

细化晶粒的热机械处理工艺经历了从控轧控冷^[1]到应变诱导相变^[2-4]的进展过程. 通过控轧控冷可使材料组织细化的极限尺寸达到5~10 μm ^[1]. “应变诱导动态转变”^[3,5]的提出使材料组织细化的极限尺寸达到1~2 μm ^[6,7]. 而“形变强化相变”^[8]的学术思路已被系统的实验证实为一种在低碳钢中有效细化铁素体晶粒的途径^[9]. 它强调奥氏体向铁素体的转变在温度过冷与变形的双重条件下进行,初始变形温度 T 位于 A_3 与 A_{c3} 之间,既没有先共析铁素体的析出,又大大增强奥氏体向铁素体的相变的驱动力,加速相变过程的完成. Lewis^[2], Priestner^[4], Hurley 及 Hodgson^[6,7]等在应变诱导相变、微细组织的获得及形成规律等方面进行了许多深入的研究,但对组织细化的机理方面缺乏深入的理解. 尤其对于形变过程铁素体的动态再结晶对晶粒细化的贡献存在许多疑问甚至否定的观点^[7,10]. 本文利用定量金相分析、TEM 及 EBSD (electron backscattered diffraction) 等分析手段,阐述低碳钢过冷奥氏体形变过程组织演变,分析变形对相变的极大促进作用及过冷奥氏体形变过程中铁素体动态再结晶的行为,并讨论不同应变速率的影响.

1 试验方法

试验材料采用由宝钢提供的普通商用低碳

钢 SS400, 其成分的质量分数为 Fe-0.171C-0.09Si-0.36Mn. 将 SS400 粗轧坯改锻后经机加工成小圆柱试样,规格为 $\phi 6\text{ mm} \times 12\text{ mm}$. 锻造温度为1100~900 $^{\circ}\text{C}$,锻后正火,正火工艺为900 $^{\circ}\text{C}$,保温20 min+空冷. 压缩实验在 Gleeble 1500 热模拟机上进行. 试样在1000 $^{\circ}\text{C}$ (t_a)保温10 min,得到平均晶粒截径约为40 μm 的奥氏体组织. 遵循“形变强化相变”的学术思路^[2],以30 $^{\circ}\text{C/s}$ 的冷速冷至过冷奥氏体区750 $^{\circ}\text{C}$ (t_b)进行变形,采用3种不同的应变速率($\dot{\epsilon}$): 1, 10 和 30 s^{-1} . 变形后立即以冰水淬火.

形变后的试样从中心沿压缩轴方向剖开,用2%~4%硝酸酒精溶液浸蚀,观察剖面的金相组织. 利用与 Leica 金相显微镜相连的定量分析软件测定铁素体的转变量,每个试样均选取足够多个视场,并用网格法予以对比校正. 采用截线法测量形变强化相变铁素体晶粒截径. 铁素体体积分数和晶粒截径的统计均保证相对误差小于5%,统计置信度在95%以上. 切取电镜薄膜试样,在-20~-30 $^{\circ}\text{C}$ 双喷减薄,双喷液为5% $\text{HClO}_4 + \text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ 溶液,电压75~100 V,电流50~65 A. 用 H800 透射电镜观察组织形貌. 利用扫描电镜 (SEM) 上的 EBSD 装置测定形变强化相变过程铁素体晶粒的取向,计算取向差并分析其分布及变化特征. EBSD 试样经电解抛光制备而成. 电解抛光溶液为70%无水乙醇+20%高氯酸+10%甘油,电压15 V,抛光时间10~15 s.

收稿日期 2001-12-30 齐俊杰 女,31岁,博士生

* 国家“973”资助项目(No.G1998061506)

2 试验结果及讨论

2.1 真应力—应变曲线

图1为在不同应变速率下压缩变形所对应的真应力—应变曲线. 应变速率越高, 应力水平越高. 在 $\epsilon=0.4$ 附近 $\sigma-\epsilon$ 曲线上出现一峰值, 继续变形, σ 降低并出现平缓趋势. 这是由于形变强化相变铁素体的析出所导致的软化效应与由于继续变形而引起的硬化达到平衡所致. 在形变后期, 当形变强化相变基本完成以后^[11], $\sigma-\epsilon$ 曲线又出现另一峰值. 应变速率较低时, 如 1 s^{-1} 条件下, 第2个峰值之前曲线呈现较显著的硬化特征, 而峰值之后应力值又有所降低. 其曲线形状类似于奥氏体动态再结晶的典型曲线特征. 较高应变速率下, 如 10 s^{-1} 和 30 s^{-1} 时 $\sigma-\epsilon$ 曲线上第2个峰的硬化特征减弱, 其曲线形状与铁素体动态再结晶的 $\sigma-\epsilon$ 曲线形状极为相似^[12,13]. 当然, 不可以仅仅从 $\sigma-\epsilon$ 曲线的行为判断铁素体动态再结晶的发生与否^[13].

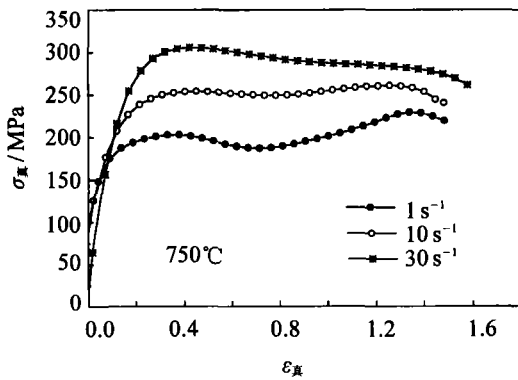


图1 压缩变形时真应力—应变曲线

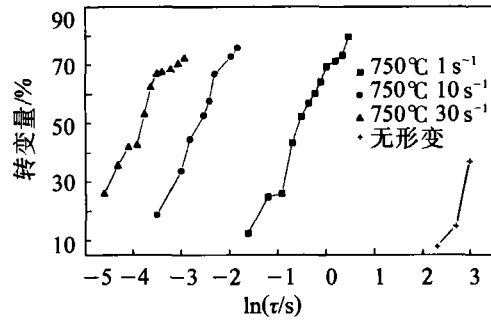
Fig. 1 True stress-strain curve for hot compression test

2.2 过冷奥氏体形变过程中的形变强化相变

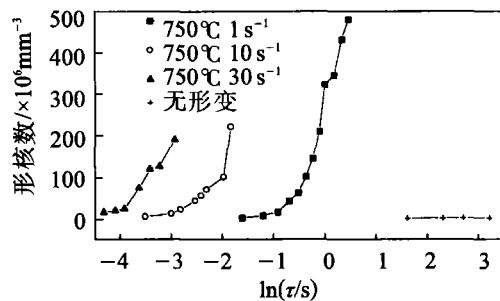
形变强化相变强调相变在过冷和形变双重条件下进行, 极大提高了奥氏体向铁素体转变的驱动力. 图2(a)为过冷奥氏体形变过程铁素体转变量与转变时间的关系, 图2(b)为过冷奥氏体形变过程中铁素体晶粒数目与转变时间的关系, 并与过冷奥氏体在 740°C 下等温转变的相比较. 可见, 形变促进了扩散过程, 使相变极大加速. 在极短的时间内可完成奥氏体向铁素体的转变. 应变速率越高, 图2(a)中曲线越向左移, 转变越快. 由于形变极大提高了奥氏体向铁素体转变的驱动力, 与过冷奥氏体等温转变相比, 使形核率显著增大, (图2(b)).

图3为铁素体晶粒尺寸与转变量的关系并与过冷奥氏体在 740°C 下等温转变相对比. 由于

形变条件下过冷奥氏体向铁素体的转变异常迅速, 使得铁素体的长大在时间和空间上受到限制, 整个过程铁素体晶粒长大不显著. 因此, 形变强化相变是一以形核为主的过程.



(a) 铁素体转变量与转变时间的关系



(b) 铁素体晶粒数目与转变时间的关系

图2 铁素体转变量及组织中可见铁素体晶粒数目与转变时间的关系

Fig.2 Change of ferrite transformed volume and grain numbers vs transformation time

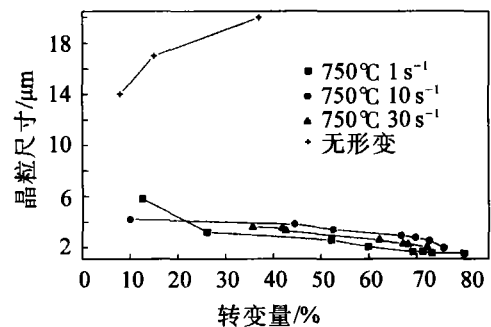


图3 铁素体晶粒尺寸与转变量的关系

Fig.3 Change of ferrite grain size vs transformation volume

2.3 过冷奥氏体形变过程中的铁素体动态再结晶

由于利用 TEM 获得取向差信息工作量大而数据有限, 近年来发展起来的 EBSD 技术为快速获取大量统计有代表性的取向信息提供了有利工具.

图4为应变速率为 1 s^{-1} 时不同应变下组织中相邻晶粒取向差的分布及所对应的晶粒模拟图. 从图中可以看出, 当应变达到 $\epsilon=1.0$ 时相变基本完成, 铁素体中已形成了部分小角度晶界的亚晶, 发生动态回复. 由于应变速率较小,

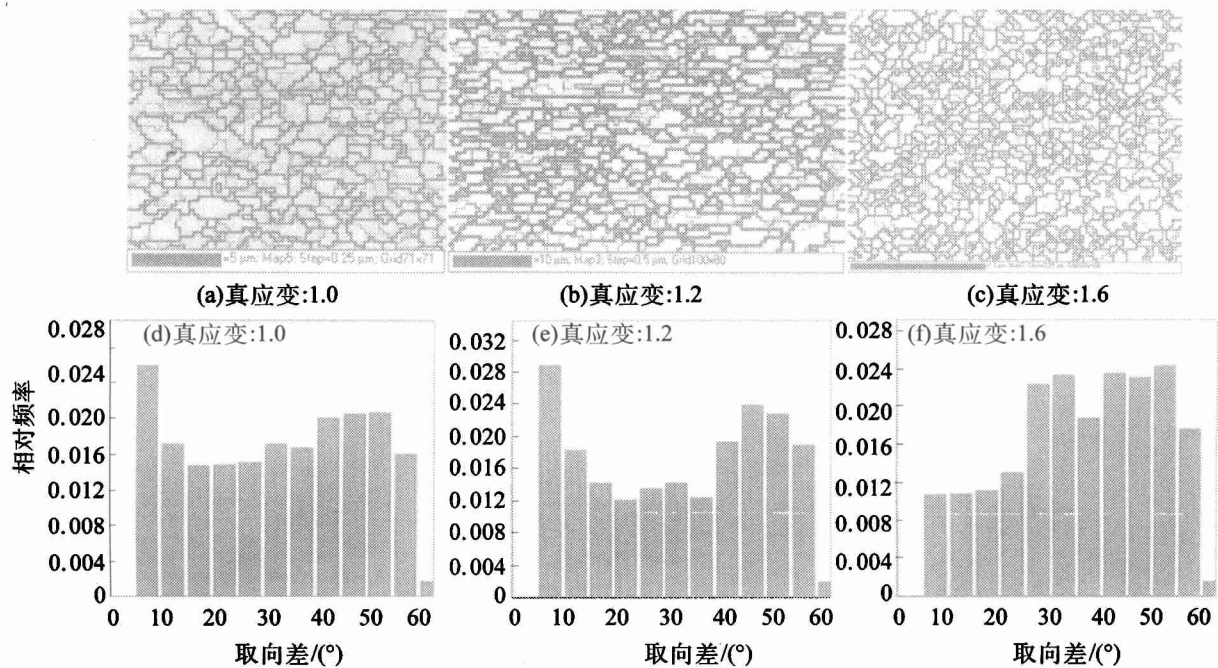


图4 应变速率为 1 s^{-1} 时不同应变变量下组织中相邻晶粒取向差分布(d-f)及所对应的晶粒模拟图(a-c)

Fig.4 EBSD boundary orientation image maps (level 5° (red, thin), 10° (green, thin), 15° (black, bold)) and misorientation distribution between ferrite grains under strain rate of 1 s^{-1}

应变累积速度慢。当累积的应变能不足以使铁素体发生动态回复和再结晶时,将作用于部分铁素体,使铁素体晶粒发生变形,形成拉长的晶粒,组织呈现条带特征(图4(a),(d)).随着应变量的增加,当 $\varepsilon=1.2$ 时,小角度晶界比例继续增加,表明更多的晶粒参与了动态回复过程。同时部分畸变能的累积使铁素体经受了进一步的变形硬化,组织中沿变形方向的条带特征更趋明显(图4(b),(e)),对应 $\sigma-\varepsilon$ 曲线上应力水平的升高(图1)。当 $\varepsilon=1.6$ 时,大角度晶界比例增多,小角度晶界比例有所降低(图4(c),(f)),意味着动态再结晶的发生与发展,并导致软化(图1)。但铁素体晶粒与第2组织条带状分布的形貌被遗传保留下来。

图5和图6分别是应变速率为 10 s^{-1} 和 30 s^{-1} 时不同应变变量下组织中相邻晶粒取向差的分布及所对应的晶粒模拟图。可见,在 $\varepsilon=1.0$ 时应变速率为 10 s^{-1} 和 30 s^{-1} 条件下组织中均形成了以大角度晶界为主的形变强化相变铁素体晶粒(图5(a),(d),图6(a),(d))。当应变变量增加时,畸变能的累积使铁素体发生动态回复,组织中形成了小角度晶界的亚晶(图5(b),图6(b))。由于应变速率较高,畸变能累积的速度较快,使动态回复和动态再结晶加速,拉长铁素体晶粒比例随应变速率的增大而减小,组织中未出现拉长特征。形变强化相变导致 $\sigma-\varepsilon$ 曲线上

应力值下降后的硬化特征随应变速率的增加而减弱,对应 $\sigma-\varepsilon$ 曲线比较平缓(图1)。与应变速率为 1 s^{-1} 时的情况相同,当应变变量继续增加到 $\varepsilon=1.6$ 时,累积变形将使小角度晶界发生转动,形成大角度晶界(图5(c),(f),图6(c),(f)),发生动态再结晶,组织较均匀。组织中动态再结晶形成大角度晶界晶粒的比例随应变速率的增大而增加。

2.4 最终组织特征及动态再结晶对铁素体晶粒尺寸分布的影响

图7为3种应变速率下 $\varepsilon=1.0$ 时所对应的组织形貌及铁素体晶粒尺寸分布图。从图中可以看出, $\varepsilon=1.0$ 时形变强化相变基本结束,组织中大多形成了微细的铁素体晶粒。在应变速率为 1 s^{-1} 的条件下,由于应变累积速度较慢,当累积的应变能不足以使铁素体发生动态回复和再结晶时,将作用于部分铁素体,使铁素体晶粒沿形变方向拉长,形成与第二组织相对分布的条带组织(图7(a),(d))。当应变速率提高时,在 10 s^{-1} 和 30 s^{-1} 条件下,应变累积的速度较快,畸变能的积累很快使形变强化相变形成的铁素体发生动态回复和再结晶,动态回复及再结晶过程进行的较早,在相变基本结束之前即形成了部分动态再结晶铁素体。而铁素体晶粒未经受进一步的硬化,组织中虽不形成明显的条带特征,但此时参与动态再结晶的铁素体晶粒比例较小,

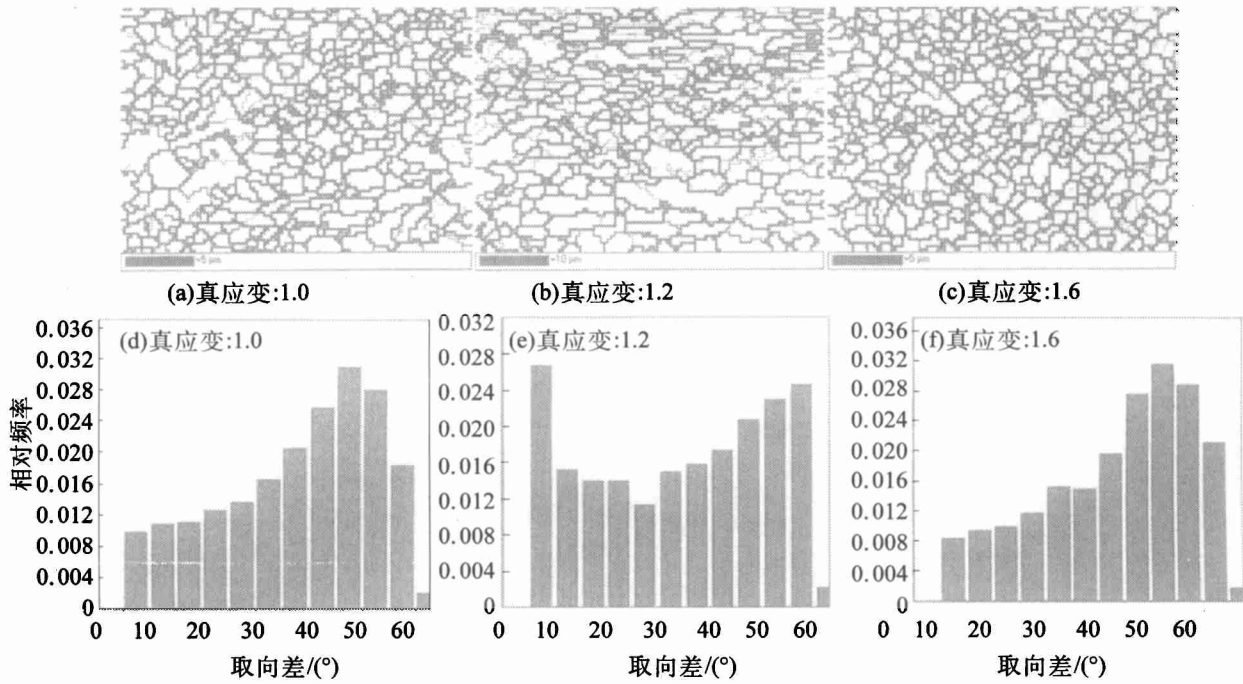


图5 应变速率为 10 s^{-1} 时不同应变变量下组织中相邻晶粒取向差(d-f)分布及所对应的晶粒模拟图(a-c)

Fig.5 EBSD boundary orientation image maps (level 5° (red, thin), 10° (green, thin), 15° (black, bold)) and misorientation distribution between ferrite grains under strain rate of 10 s^{-1}

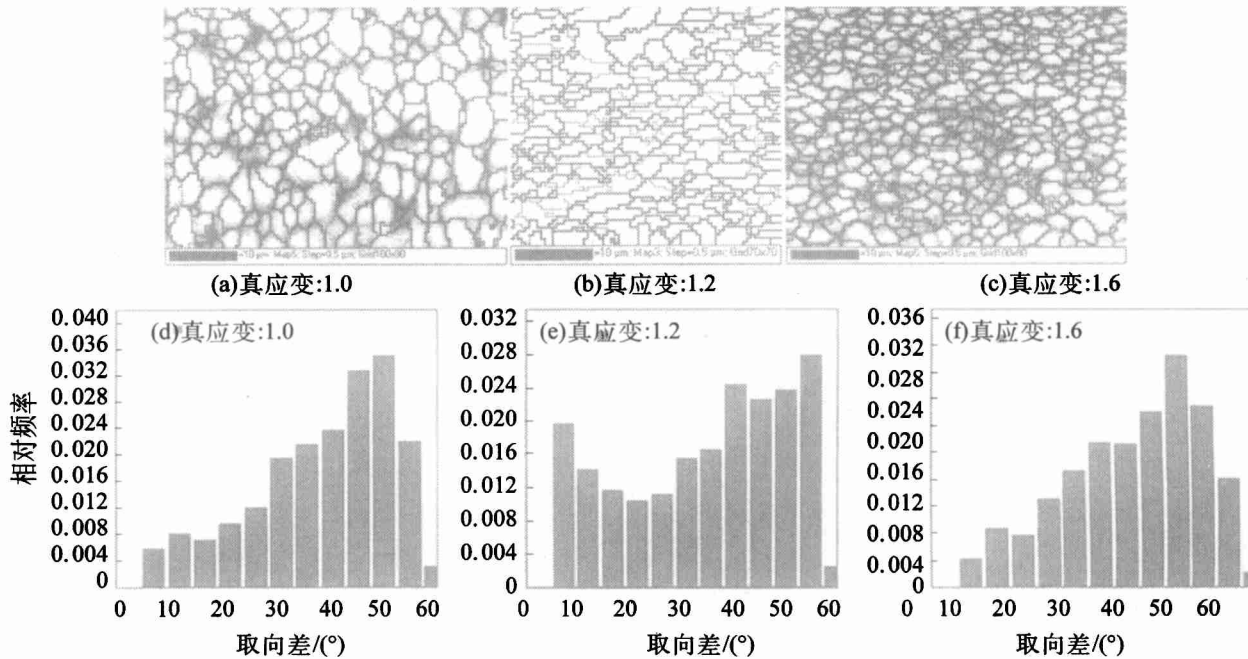


图6 应变速率为 30 s^{-1} 时不同应变变量下组织中相邻晶粒取向差(d-f)分布及所对应的晶粒模拟图(a-c)

Fig.9 EBSD boundary orientation image maps (level 5° (red, thin), 10° (green, thin), 15° (black, bold)) and misorientation distribution between ferrite grains under strain rate of 30 s^{-1}

而发生动态再结晶的铁素体晶粒将进一步减小,与未发生动态再结晶的铁素体晶粒在组织中同时存在,铁素体晶粒尺寸分布呈现双峰的特征(图7(b),(e)和(c),(f)).

形变强化相变基本结束后随着应变的继续进行,畸变能的累积将主要作用于铁素体的动态回复及再结晶过程.图8为3种应变速率下 ϵ

$=1.6$ 时所对应的组织形貌及铁素体晶粒尺寸分布图.从图中可以看出,在应变速率为 1 s^{-1} 时,在随后的形变过程,发生拉长的铁素体中分割成亚晶,通过亚晶的转动最终形成大角度晶界,发生动态再结晶,形成等轴铁素体,然而整体的条带特征仍然保持.但变形的缓慢使更多的晶粒参与了动态回复及随后的动态再结晶,从而

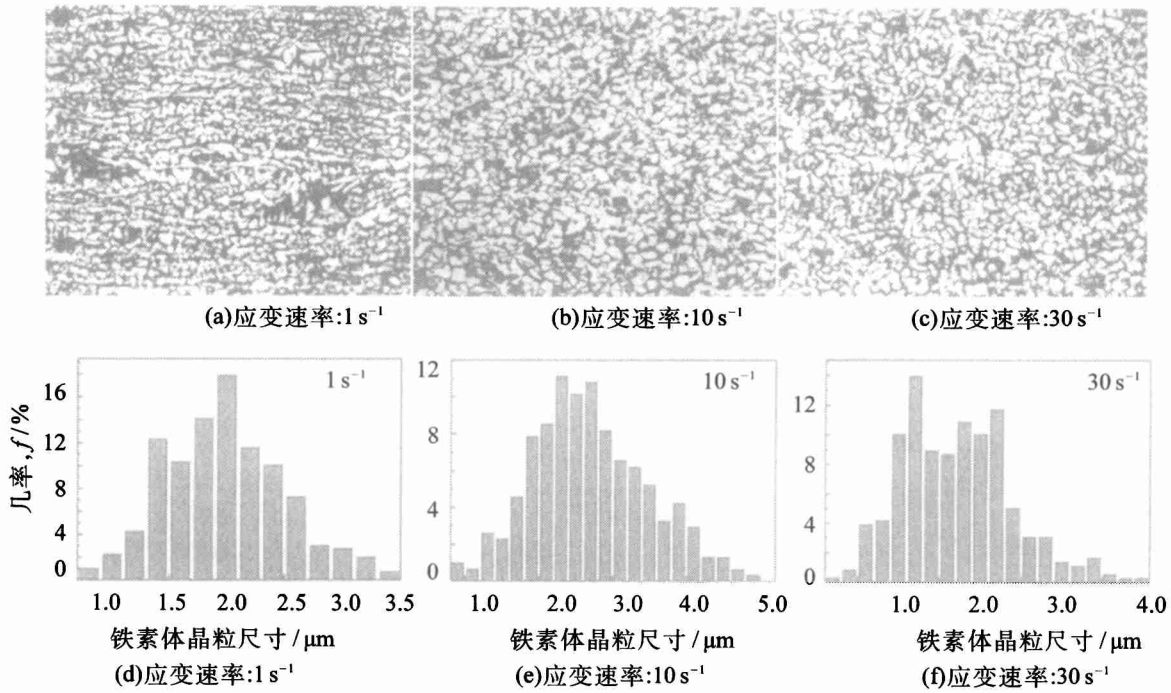


图7 不同应变速率下750℃,ε=1.0时所对应的组织形貌及铁素体晶粒尺寸分布图

Fig.7 Microstructure morphology and ferrite grain size distribution under true strain of 1.0 at 750°C

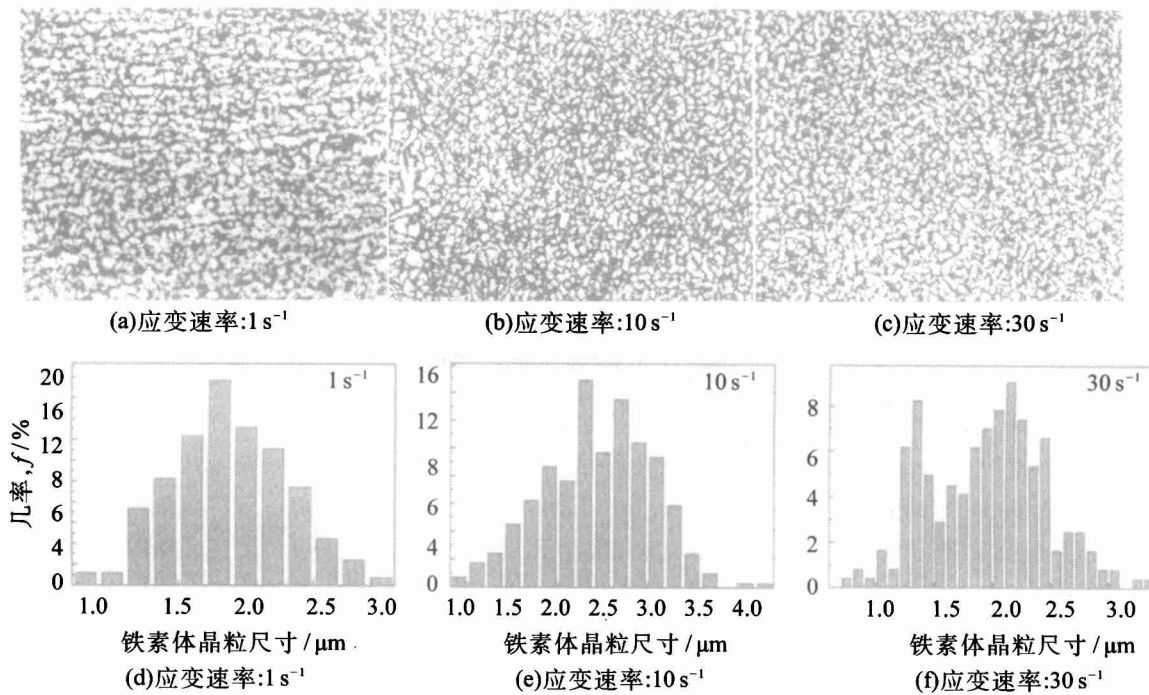


图8 不同应变速率下750℃,ε=1.6时所对应的组织形貌及铁素体晶粒尺寸分布图

Fig.8 Microstructure morphology and ferrite grain size distribution under true strain of 1.6 at 750°C

使形成的铁素体晶粒更细小,晶粒尺寸分布接近正态分布的特点(图8(a),(d)).在应变速率较高时,如 10 s^{-1} 和 30 s^{-1} 条件下,由于应变累积的速度较快,一部分合适取向的铁素体易于开动滑移,快速进行的变形使畸变能的积累很快达到发生动态回复和再结晶所需的能量,即形成部分动态再结晶铁素体.而难以启动滑移的铁

素体将不发生再结晶,在一定的形变量下,铁素体晶粒尺寸分布呈现双峰的特征(图8(b),(e),(c),(f)).

4 结论

(1)低碳钢过冷奥氏体形变过程将发生形变强化相变及铁素体的动态再结晶,导致晶粒超

细化。(2)与未形变的过冷奥氏体等温转变相比,形变极大地促进了奥氏体向铁素体的转变,使铁素体形核率急剧升高,铁素体晶粒尺寸显著降低。形变强化相变是一以形核为主的过程。(3)比较不同应变速率对组织影响的结果表明,应变速率较低条件下,易形成铁素体与第2组织层状分布的条带特征;应变速率较高时,组织的条带特征不显著。

参考文献

- 1 Tamura I, Sekine H, Tanaka T, et al. Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels[M]. London: Butterworth, 1988. 6
- 2 John Lewis, Jonas J J, Mintz B. The Formation of Deformation Induced Ferrite During Mechanical Testing[J]. ISIJ International, 1998, 38(3): 300
- 3 Beynon J H, Gloss R, Hodgson P D. The Production of Ultrafine Equiaxed Ferrite in A Low Carbon Microalloyed Steel by Thermomechanical Treatment [J]. Mater Forum, 1992, 16: 37
- 4 Pristner R, Ali L. Strain Induced Transformation in C-Mn steel during Single Pass Rolling[J]. Mater Sci and Tech, 1993, 9(2): 135
- 5 Pandi R, Yue S. Dynamic Transformation of Austenite to Ferrite in Low Carbon steel[J]. ISIJ Int, 1994, 34(3): 270
- 6 Hodgson P D, Hickson M R, Gibbs R K. Ultrafine Ferrite in Low Carbon Steel[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(10): 1179
- 7 Hurley P J, Kelly G L, Hodgson P D. Ultrafine Ferrite Formation during Hot Strip Rolling[J]. Mater Sci and Tech, 2000, 16(11~12): 1273
- 8 杨王玥, 胡安民, 齐俊杰, 孙祖庆. 低碳钢形变强化相变的组织细化[J]. 材料研究学报, 2001, 15(2): 171
- 9 胡安民. 低碳钢组织细化研究[D]: [硕士学位论文]. 北京:北京科技大学, 2000. 30
- 10 Hurley P J, Hodgson P D. Formation of Ultra-fine Ferrite in Hot Rolling Strip: Potential Mechanisms for Grain Refinement[J]. Mater Sci and Eng A, 2001, 302(2): 206
- 11 齐俊杰, 杨王玥, 孙祖庆. 低碳钢形变强化相变组织演变及取向变化[C]. [见:]2001中国钢铁年会论文集, 北京:冶金工业出版社, 2001. 877
- 12 Maki T, Kaguchi S O, Tamura I. Proc of the int Conf On strength of metals and alloys (ICSMA 6)[M]. R Gifkins, ed. Tarrytown: Pergamon Press, 1982. 529
- 13 Tsuji N, Matsubara Y, Saito Y. Dynamic Recrystallization of Ferrite in Interstitial Free Steel[J]. Scripta Materialia, 1997, 37(4): 477

Mechanisms of Microstructure Evolution during Deformation of Undercooled Austenite in a Low Carbon Steel

QI Junjie¹⁾, YANG Wangyue¹⁾, SUN Zuqing²⁾

1)Material Science and Engineering of School, UST Beijing, Beijing 100083, China

2)The State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials 2, Beijing, 100083, China

ABSTRACT Two mechanisms—deformation enhanced transformation and dynamic recrystallization of ferrite are involved during deformation of undercooled austenite in a low carbon steel, leading to effective ferrite grain refinement. In comparison with isothermal transformation, deformation significantly accelerates austenite to ferrite transformation, leading to a very high nucleation rate. Deformation enhanced transformation is a nucleation dominant process. The results of EBSD and TEM indicate that ferrite dynamic recrystallization also plays an important role on grain refinement as well as deformation enhanced transformation. The misorientation of sub-grain boundaries is assumed to increase by further straining, accompanied by grain rotation, finally leading to the recrystallized small ferrite grains. Study on the effect of strain rate on microstructure homogeneity indicates that microstructure tends to be distributed in a laminar manner at lower strain rate.

KEY WORDS plain low carbon steel; deformation enhanced transformation; ferrite dynamic recrystallization; microstructure refinement