

Fe-16Al 基合金与 Fe-28Al 基合金的形变与再结晶组织^①

杨王珏 毛卫民 孙祖庆
(北京科技大学材料系, 北京 100083)

摘 要 研究了 Fe-16Al(摩尔分数, %, 下同)基合金与 Fe-28Al 基合金的温轧形变与再结晶组织。结果表明, Fe-Al 合金系中, 不同 Al 含量对塑性变形及再结晶机制的影响是与由 Al 含量不同引起的结构变化密切相联系的。Fe-16 基合金形变与再结晶行为与纯 BCC 金属类似。Fe-28Al 基合金变形时外力对组织形成有敏感影响, 变形时晶界的应变协调能力较弱。且再结晶后晶粒取向分布有明显的随机化倾向。

关键词 Fe₃Al Fe-16Al 形变 再结晶 组织

中图法分类号 TG111.7

含有 25%~30% 铝的 Fe₃Al 基合金, 室温下为 DO₃ 结构, 具有优异的抗氧化、抗硫蚀性能^[1], 在合金化及工艺优化的基础上, 可以得到 10% 以上的室温拉伸延伸率及与不锈钢相媲美的高温强度^[2]。但是较高的含铝量使它在室温及潮湿环境中表现出明显的环境敏感脆性^[1]。我们已得到, 室温下为体心立方结构 α 相的 Fe-16%Al 基合金, 降低含铝量以避免环境敏感脆性, 可获得 28%~30% 的室温拉伸延伸率, 同时又具有一定的抗氧化及抗硫蚀能力, 兼有 Fe₃Al 基合金替代不锈钢的潜在优势; 由于降低了含铝量, 使加工性能大大改善, 明显地降低了合金的成本。

已有工作表明, Fe₃Al 基合金组织对性能有一定的影响^[3-5]。在此基础上, 对比研究无序体心立方 α 相 Fe-16Al 基合金与部分有序 B2 结构的 Fe₃Al 基金属间化合物合金之间在形变与再结晶组织方面的异同点及其变化规律将有益于材料加工工艺的优化与使用性能的进一步开发。

1 实验方法

两种试验合金名义成分为 Fe-28Al-5Cr 及 Fe-16Al-5Cr, 经真空感应熔炼成 4.5 kg 锭, 1000 °C 均匀化退火 24h, 1000~850 °C 锻成 10 mm 厚板, 850~800 °C 由 10 mm 轧成 5 mm, 再在 650~600 °C 轧成 1.5~2 mm 厚薄板。每道次平均压下量为 20%, 累计总变形量为 60%~70%。Fe-28Al-5Cr 合金的再结晶退火温度为 850 °C, Fe-16Al-5Cr 的为 800 °C, 保温不同时间后油淬, 机械研磨至中心层。测定了 {110}, {200} 及 {211} 极图。借助邦厄(Bunge)级数展开法^[6]计算取向分布函数(ODF)。

2 实验结果

2.1 形变组织

图1(a), (b) 轧态曲线分别给出 Fe-16Al-

① 国家自然科学基金 59681005 及国家教委跨世纪人才交流基金资助项目

收稿日期: 1997-06-09; 修回日期: 1997-11-09 杨王珏, 女, 50 岁, 教授, 硕士

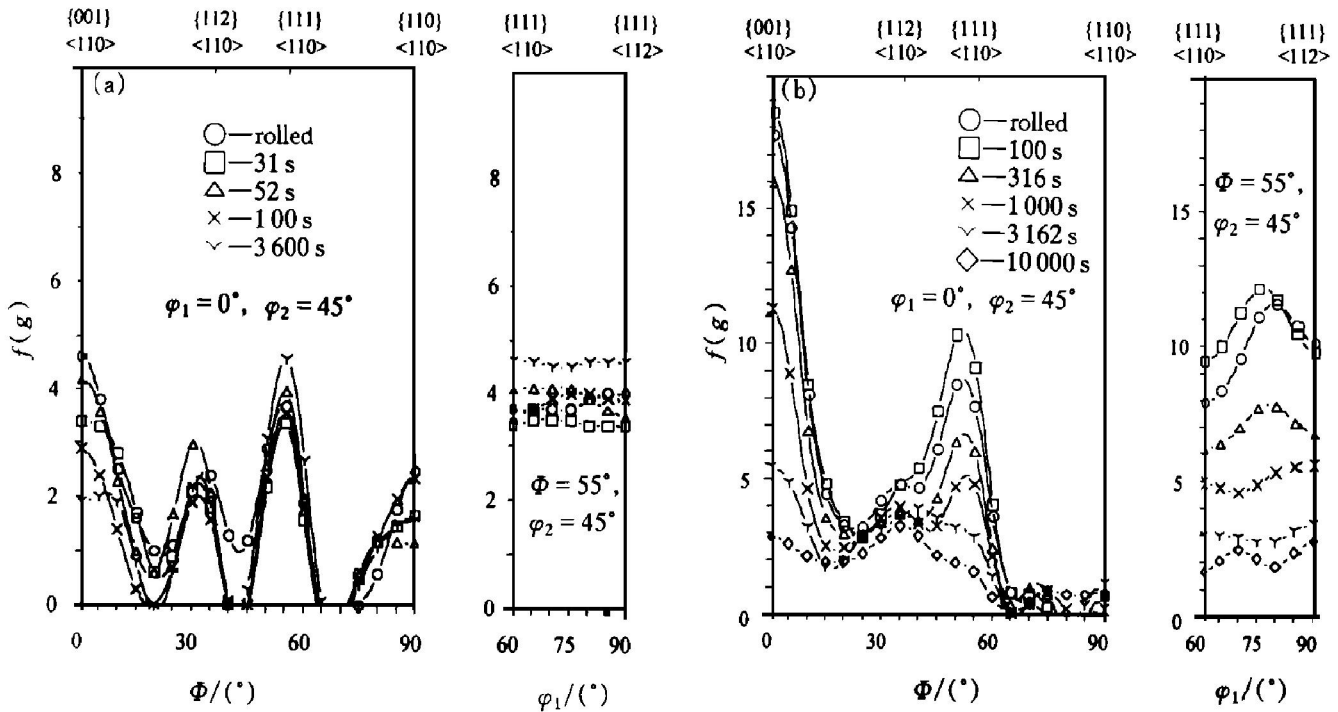


图1 退火时间的组织变化

Fig. 1 Texture evolution during annealing

(a) —At 800 °C in Fe-16Al-5Cr; (b) —At 850 °C in Fe-28Al-5Cr

5Cr 及 Fe-28Al-5Cr 合金温轧薄板中心部位 $\langle 110 \rangle$ 方向平行于轧向(即 α 取向线)和 $\{111\}$ 面平行于轧面(即 γ 取向线)上的晶粒取向分布。显然, Fe-16Al 基合金中心层形变组织为 α 与 γ 纤维组织。晶粒取向聚集在 α 线上 $\{001\} \langle 110 \rangle$, $\{112\} \langle 110 \rangle$, $\{111\} \langle 110 \rangle$ 及 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 附近。取向密度在上述几处出现明显的峰值。说明了含铝较低的 Fe-16Al 基合金的温轧变形组织具有体心立方 IF 钢冷变形组织的曲型特征。

与其相比较,当铝含量增加,室温下具有有序 DO_3 结构在 600~650 °C 温轧具有部分有序的 B2 结构的 Fe-28Al-5Cr 合金,其形变组织仍表现为 α 与 γ 纤维组织。但其突出特点在于 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 组织较强,而 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 组织非常弱, γ 线上的取向密度分布也侧重于 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 附近。

2.2 形变组织的不均匀性

图 2 中, $S=0$ 表示试样表面, $S=1$ 表示试样中心层。比较两种合金薄板从表面向中心层的组织可以看出(图 2(a), (b)), 体心立方结构的 Fe-16Al 基合金的组织表层与中心层差

别较小; B2 结构的 Fe-28Al 基合金组织很不均匀,在表面有很强的 $\{001\} \langle 100 \rangle$ 剪切组织^[4],这种组织随 S 值增大而明显减弱。

2.3 再结晶组织

在图 1(a), (b) 中同时展现了两种合金随退火时间的组织变化。

图 1(a) 为温轧累计变形量达 70% 的 Fe-16Al 基合金在 800 °C 再结晶退火过程的组织变化行为。退火完成后, $\{001\} \langle 110 \rangle$ 组织强度明显降低,而 γ 纤维组织却显著增强。

图 1(b) 显示了累计形变量达 60% 的 Fe-28Al 基金属间化合物合金 850 °C 再结晶退火过程的组织变化。可以看出,它表现出与体心立方结构的 Fe-16Al 基合金截然不同的变化规律。当退火完成后,所有形变组织均大大减少,多晶取向呈明显的随机化分布的倾向。

2.4 金相形貌观察

与图 1(a), (b) 相对应的是,退火时间为 31s 时, Fe-16Al 基合金试样局部有少数再结晶小晶粒产生,处于回复阶段。退火 52s 至 100s 的过程中,再结晶晶粒逐渐增多并有所长大。持续退火到 3600s,再结晶过程完成。

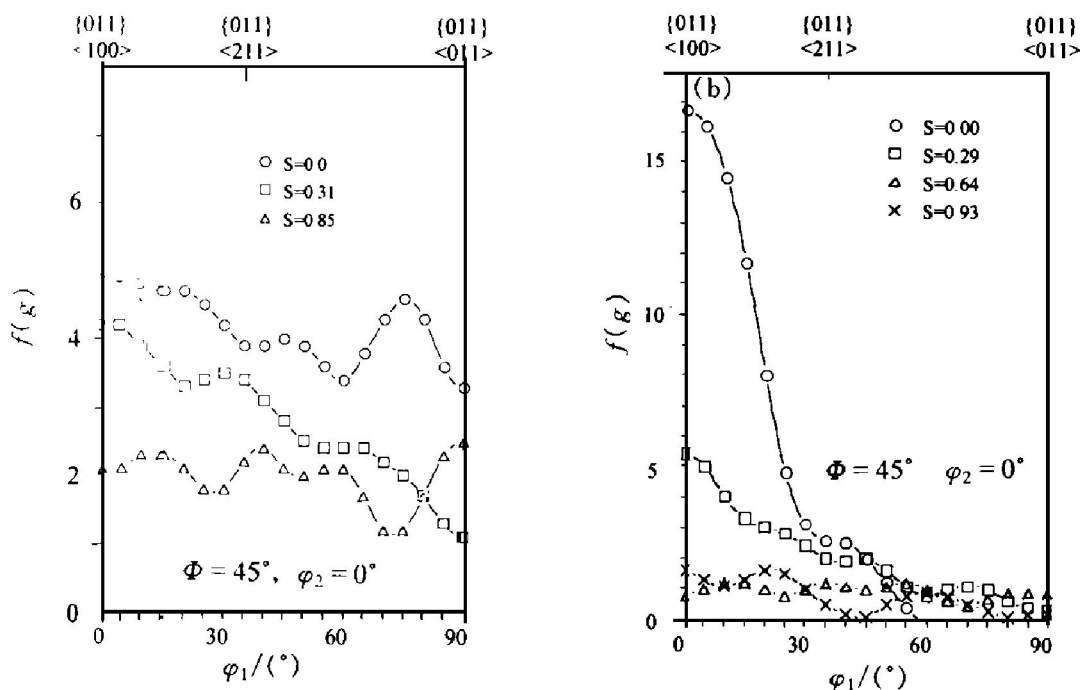


图2 不同合金薄板的织构

Fig. 2 Texture at various layers of the sheet with pass reduction of 20%

(a) —Fe-16Al-5Cr; (b) —Fe-28Al-5Cr

Fe-28Al基合金中,退火100s时有个别再结晶小晶粒萌生,处于回复阶段。316s时再结晶晶粒已布满整个试样,直到3160s再结晶晶粒不断长大。

3 讨论

轧制过程中,滑移系的开动造成晶粒取向的定向转动,进而导致晶粒的择优取向。因此,分析轧制织构特征有利于探索变形机制,这一分析手段也适用于再结晶机制的研究。各晶粒中激活滑移系的开动产生切应变即位移梯度张量的非对称部分迫使晶粒择优取向。因而,不同的织构体现了不同结构的合金变形及再结晶过程中不同的机制及特征。

如图1(a), (b)所示,本研究两种试验合金在温轧变形过程中都产生 $\{hkl\} \langle 110 \rangle$ 及 $\{111\} \langle uvw \rangle$ 织构,但在不同的取向上聚集密度强弱的程度有明显的差异。它表明了部分有序B2结构金属与体心立方结构金属在变形过程中激活滑移系与某个局部变形的约束条件具

有各自的特点。

具有体心立方结构的Fe-16Al基合金在变形过程中, $\{110\} \langle 111 \rangle$ 滑移系首先开动,即相当多的晶粒取向先汇聚于 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向附近,然后沿 α 线($0^\circ, 0^\circ \rightarrow 55^\circ, 45^\circ$)流向 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 。根据单系滑移模型,取向在 α 线上的晶粒轧制变形时主要有两个滑移系交替开动,例如, $(011)[\bar{1}\bar{1}1]$ 与 $(101)[\bar{1}\bar{1}1]$,这两个滑移系的综合作用会使晶粒的 (112) 面与轧面趋向平行,晶体的 $[\bar{1}\bar{1}0]$ 方向与轧向趋于平行,因此晶粒取向趋于流向 $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$ 。但在这个取向附近的晶粒进一步变形将会产生较大的切应变。由于这种切应变受到周围邻近晶粒的阻碍,因而使该取向的稳定性受到影响。在本试验温轧条件下,体心立方金属中不可能有其他滑移系开动,例如, $\{112\} \langle 111 \rangle$ 或 $\{123\} \langle 111 \rangle$ 等。多种滑移系的复合开动协调应变造成图1(a)中较强的 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 取向密度及 γ 线织构。

与Fe-16Al基合金相比,Fe-28Al基合金有较强的 α 纤维织构与 γ 纤维织构, $\{112\} \langle 110 \rangle$ 取向密度较低,这是由于上述 $\{112\}$

$\langle 110 \rangle$ 取向晶粒变形时产生的切应变所致。另一方面, $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向是亚稳取向, 变形时不会造成切应变。因此, 产生了较高的 $\{001\} \langle 110 \rangle$ 取向密度。这些都说明具有 B2 结构的 Fe₃Al 基合金晶粒变形时对取向变化很敏感, 同时也表明晶界的应变协调能力比较弱。不太稳定的 $\{112\} \langle 110 \rangle$ 组织可能意味着 B2 结构的金属间化合物合金中晶粒变形时不可能让晶界协调过高的切应变, 切应变主要依靠晶粒整体上的多系滑移来协调。用“Taylor 松弛-约束 (Relaxed constrain) 模型”对于具有 B2 结构的 Fe-28Al 基合金在 550~600 °C 温轧变形过程中组织的模拟与实测结果表明^[7, 8], 这种协调开动的滑移系主要是 $\{110\} \langle 111 \rangle$ 和 $\{112\} \langle 111 \rangle$ 。

轧制变形时, 除了正常轧制主应力外, 轧板表面还承受了一个附加的切应力^[4]。当每道次的压下量为 20% 左右时, 这种切应力会比低道次压下量时大很多。这种切应力对体心立方的 Fe-16Al 基合金的变形没有造成显著影响, 而对 B2 结构的 Fe₃Al 基合金的变形与组织的形成的影响却比较明显(图 2)。表明 Fe₃Al 基合金对外应力非常敏感, 由于晶界协调切应变的能力较差, 附加的切应力容易造成新的滑移系开动, 导致晶粒取向的转动偏离正常的稳定取向进而产生剪切组织^[3]。

形变金属在回复过程发生位错组态的重新排列, 通过所谓的“多边形化”可以消除形变过程中产生的点阵畸变, 因而使轧制组织变得更为锋锐。本研究两种 Fe-Al 合金在回复过程都呈现这样的特点(图 1(a), (b)), 其中 Fe-28Al 基合金在回复过程中组织增强的幅度较大; 这可能与 B2 结构的部分有序金属间化合物 Fe₃Al 合金具有较高的反相畴界能, 及由位错反应形成不动位错对进一步变形的牵制作用而产生较大的形变抗力与较强的加工硬化效应有关。

变形金属的再结晶是一个形核与核长大过程, 再结晶核心受到形核位置邻近两个晶粒之间位向差的影响。当条件合适时, 由大角度晶界包围的某些取向的再结晶核心就会迅速长

大。大角度晶界高的迁移率导致形核与长大的择优取向, 因而退火前有较强形变组织的合金往往出现再结晶组织, 其组织类型也与原有形变组织有关。本研究中, 无序体心立方结构的 Fe-16Al 基合金形变与再结晶组织变化规律正是如此, 呈现与 IF 钢类似的特征, 即许多取向上的密度都降低了, 只有 $\langle 111 \rangle$ 线组织(γ 线)明显增强。这意味着它具有作为冲压用合金的潜力。但部分有序 B2 结构的 Fe₃Al 基金属间化合物合金(Fe-28Al 基合金)并不是这样, 在回复过程及再结晶小晶粒萌生初期表现出取向密度的升高, 随着退火时间的延续, 从回复到再结晶过程组织强度越来越弱(图 1(b)), 反映了各种类型的晶界均能获得较高的迁移率, 在随后的再结晶过程中取向随机分布的晶粒迅速长大这一事实。它是否说明了有序合金中, 择优取向的再结晶核心较少, 相邻晶粒间的取向差对晶界的迁移率影响不大, 形变组织和回复过程对再结晶组织不产生显著影响? 是否在所有有序合金中都显示这一变化规律? 这些问题对于有序合金再结晶组织变化规律的认识是非常必要的, 有待于进一步研究。

4 结论

(1) Fe-16 基合金形变及再结晶行为与纯 BCC 金属类似。

(2) Fe-28Al 基合金变形时外力对组织形成有敏感影响, 变形时晶界的应变协调能力较弱, 且再结晶后晶粒取向分布有明显的随机化倾向。

(3) Fe-Al 合金系中, 不同 Al 含量对塑性变形及再结晶机制的影响是与由 Al 含量不同引起的结构变化密切相联系的。

REFERENCES

- 1 Mckamey C G, DeVan J H, Torlorelli P F *et al.* J Mater Res, 1991; 6: 1779.
- 2 Chen G, Huang Y, Yang W *et al.* In: Schneibel J H and Crimp M A ed. Properties and Application of Iron

- Aluminides, TES, 1994, 131.
- 3 Mao W and Sun Z. Mater Sci Forum, 1994, 157-162: 1009.
- 4 Mao W and Sun Z. Scripta Metall Mater, 1993, 29: 217.
- 5 Sun Z, Mao W, Chai S, *et al.* Acta Metallurgica Sinica, (English letters), 1995, 8: 369.
- 6 Bunge J H. Methoden der Texturanalyse. Berlin: Akademie Verlag, 1969: 20.
- 7 Raabe D and Mao W. Philosophical Magazine A, 1995, 71: 805.
- 8 Raabe D, Keichel H, Mao W *et al.* In: The 4th European Conference on Advanced Materials and Processes. Associazione Italiana di Metallurgia, 1995: 449.

DEFORMATION AND RECRYSTALLIZATION TEXTURE IN ALLOYS BASED ON Fe-16Al AND Fe-28Al

Yang Wangyue, Mao Weiming and Sun Zuqing

School of Materials Science and Engineering,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China

ABSTRACT Deformation texture during warm rolling and recrystallization texture of alloys based on Fe-16Al and Fe-28Al were investigated. It has been shown that the influence of different content of aluminium on the mechanism in plastic deformation and recrystallization is closely related to the crystal structure. Deformation and recrystallization behaviour of Fe-16Al-based alloy is similar to that of conventional non-ordered b. c. c. metals. In plastic deformation of Fe-28Al-based alloy the texture development is sensitive to applied stress, it seems that the compatibility with shear strain of boundary of Fe₃Al based alloy is weak, and the grain orientation distribution after recrystallization were randomly oriented.

Key words Fe₃Al Fe-16Al deformation recrystallization texture

(编辑 朱忠国)