

C和N含量对V微合金非调质钢静态再结晶量的影响

辛彬楠¹⁾ 刘国权^{1,2)} 王安东¹⁾

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

摘要 使用Gleeble-1500热/力模拟机,对四种V-N微合金非调质钢和一种非V-N微合金化对比钢进行了静态再结晶实验研究. 研究表明:当钢中C质量分数为0.33%时,V-N微合金钢的静态再结晶要比未V-N微合金化的对比钢有明显滞后,尤以820~880℃温度范围内最为明显,因此钢中V析出物对道次间再结晶过程影响很大. 进一步研究表明,V-N微合金非调质钢道次间静态再结晶量受C含量的影响并不呈简单线性关系:在760~880℃温度范围内,道次间静态再结晶量在钢中C质量分数为0.33%时均为极大值,而940℃下所有五种实验钢均完成了静态再结晶;钢中V析出物对道次间静态再结晶的影响机制相当复杂,与其析出时机关系很大. 在此C含量下且V和Ti量均近似相同的V-N微合金实验钢中,发现当N质量分数从 140×10^{-6} 增加到 210×10^{-6} 时,该温度范围内道次间静态再结晶量下降14%~19%,N含量增加有明显抑制道次间静态再结晶的作用.

关键词 微合金非调质钢; 热模拟; 静态再结晶; 析出

分类号 TG111.7

Effect of C and N on static recrystallization in vanadium microalloyed non-quenched/tempered steels

XIN Binnan¹⁾, LIU Guoquan^{1,2)}, WANG Andong¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

ABSTRACT The Gleeble-1500 thermal/mechanical simulator was used to study static recrystallization in four non-quenched/tempered steels with V-N-microalloying and one non-microalloying base steel. The results show that in the V-N microalloyed steel with 0.33% C, the static recrystallization process was retarded markedly in comparison with that in the non-microalloying steel with the same C content, especially in the range of 820 to 880℃. However, the relationship between C content and static recrystallization was not linear for the microalloyed steels studied. Compared that for the steels with lower or higher C contents, the inter-pass static recrystallization amounts in the 0.33% C steel were always the maximum within the temperature range of 760 to 880℃, though all the five tested steels completed static recrystallization under 940℃. Such results indicated that the effect of V-containing precipitates on the inter-pass static recrystallization process was fairly complex and depended on when the precipitation occurs. When the mass fraction of N increased from 140×10^{-6} to 210×10^{-6} and the other compositions were almost the same, the inter-pass static recrystallization amount decreased by 14% to 19% in the temperature range of 820 to 860℃, showing that the increase of N content would restrain static recrystallization obviously.

KEY WORDS microalloying non-quenched/tempered steel; thermo-mechanical simulation; static recrystallization; precipitation

控轧控冷是一种能够同时影响钢的塑性、韧性

和强度的材料加工方法. 通过控轧控冷,可以控制奥氏体的形变与再结晶,有效细化金相组织,控制碳氮化物沉淀析出行为,使钢材的综合力学性能提高,因而获得广泛应用^[1].

钢材的控轧控冷技术是基于对热变形后的奥氏体相转变进行控制,从而在钢的轧后冷却过程中得

收稿日期: 2006-12-07 修回日期: 2007-10-31

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(No. 50671010; No. 50271009); 国际钒技术委员会(VANITEC)资助项目

作者简介: 辛彬楠(1980-),男,硕士研究生; 刘国权(1952-),男,教授,博士生导师

到理想的微观组织。尤其对于热加工钢材,静态再结晶在其加工过程中常常占有很重要的地位。通过钢的静态再结晶可以改变奥氏体的晶粒尺寸,消除形变后材料的残余应力,对于钢材的使用性能有很大的影响^[2]。

微合金非调质钢的热加工过程是一个相当复杂的过程,其中不仅会发生钢的静态再结晶,而且由于合金元素的存在,在热变形的条件下还会发生碳氮化物的形变诱导析出行为。形变诱导析出与静态再结晶之间存在着竞争的机制,析出的碳氮化物具有细化晶粒、沉淀强化的作用^[3]。正是因为如此,析出

物对于钢的静态再结晶也会造成一定程度的影响。

本文主要通过对四种V-N微合金非调质钢及一种无V对比钢静态再结晶的研究,得出了合金元素V对于奥氏体静态再结晶的影响规律,以及钢中其他元素与V元素共同作用的情况下对于静态再结晶的一些影响。

1 实验材料

本实验所用五种材料均采用50 kg真空感应炉冶炼,1200℃开坯,1000~1100℃锻造处理,实际化学成分如表1所示。

表1 实验用钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of test steels

钢号	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	Al	N
1	0.33%	0.42%	1.54%	0.0087%	0.008%	<0.005%	0.015%	≤0.005%	41×10 ⁻⁶
2	0.26%	0.38%	1.48%	0.0062%	0.006%	0.093%	0.012%	≤0.005%	120×10 ⁻⁶
3	0.33%	0.40%	1.50%	0.0078%	0.008%	0.099%	0.016%	≤0.005%	140×10 ⁻⁶
4	0.42%	0.41%	1.46%	0.0072%	0.007%	0.098%	0.0093%	≤0.005%	140×10 ⁻⁶
5	0.34%	0.38%	1.52%	0.0076%	0.006%	0.092%	0.014%	≤0.005%	210×10 ⁻⁶

表1中五种材料,均加工成φ8 mm×15 mm的圆柱状试样,使用热/力模拟机Gleeble-1500进行等温变形实验。

2 实验步骤

1[#]和3[#]试样,以10℃·s⁻¹升温到1200℃,保温10 min后以6.7℃·s⁻¹冷却到变形温度820℃,接着以0.02 s⁻¹的应变速率变形17%,其后保温一定时间(1, 30, 60, 120 s),继续进行小变形5%后立即淬水冷却,记录其应力-应变曲线。

对于1[#]~5[#]试样,以10℃·s⁻¹升温到1200℃,保温10 min后以6.7℃·s⁻¹冷却到变形温度(940, 880, 820, 760℃),以0.02 s⁻¹的应变速率变形17%,其后保温停留120 s,继续进行小变形5%后立即淬水冷却,记录其应力-应变曲线。

两组实验的热加工工艺流程图大致如图1所示。

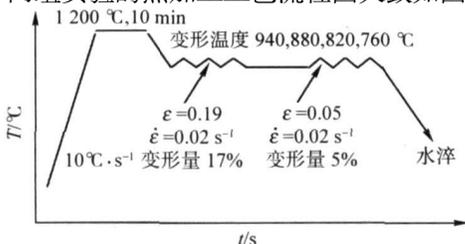


图1 热模拟实验工艺方案

Fig.1 Thermo-mechanical simulation schedule

3 实验结果与分析

为了避免传统方法观测金相试样组织时人为因素的干扰,采用双道次流变应力法^[2]确定静态再结晶量:

$$X = (\sigma_m - \sigma_r) / (\sigma_m - \sigma_0) \quad (1)$$

式中, σ_m 为第1道次结束时应力, σ_r 为第2道次变形时屈服应力, σ_0 为第1道次变形时屈服应力。图2为静态再结晶量计算用图。

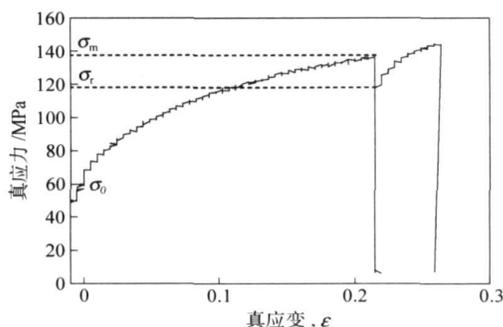


图2 双道次流变应力法确定静态再结晶量

Fig.2 Determination method for static recrystallization

3.1 V-N微合金化对中碳非调质钢静态再结晶的影响

3.1.1 等温时间对静态再结晶量的影响

通过计算,对1[#]和3[#]钢在820℃时静态再结

晶量随时间的变化进行汇总,使用 Origin7.5 绘制成图,如图 3 所示. 两炉钢的主要成分差别为 V-N 微合金化与否(参见表 1).

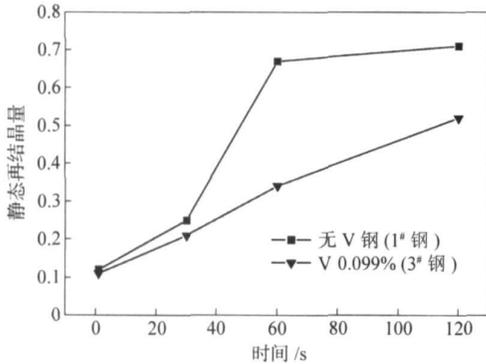


图 3 1#和 3#钢在 820 °C 停留不同时间的静态再结晶量变化

Fig.3 Static recrystallization curves of Steels 1# and 3# held at 820 °C for different time

由图 3 可以看出:在 820 °C 下,随等温时间的增长,两种钢的静态再结晶量都有不同程度的增加;而 V-N 微合金非调质钢与无 V 钢相比,静态再结晶的时间被明显推后. 道次间停留 1~30 s 的时间内,两种钢静态再结晶量的差距不大,在 30 s 时含 V 钢要少 4%. 在道次间停留 60 s 时,含 V 钢静态再结晶量要比无 V 钢的少 33%,两种钢静态再结晶量差距达到最大. 在道次间停留 120 s 时,含 V 钢静态再结晶量仍然要比无 V 钢少 19%. 分析其原因,在 820 °C 变形时,V-N 微合金非调质钢中已经有大量 V 的 C、N 化物析出,析出的第 2 相粒子阻碍了再结晶的进行,使得总的静态再结晶量减少.

3.1.2 保温温度对静态再结晶量的影响

图 4 为 1#和 3#钢在不同温度下保温 120 s 的静态再结晶曲线图. 当道次间保温时间为 120 s 时,随温度的升高,两种钢的静态再结晶量都有增加. 当变形温度为 760 °C 时,含 V 钢静态再结晶量要比

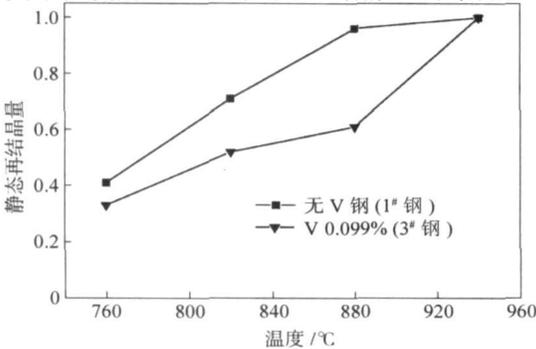


图 4 1#和 3#钢在不同温度下等温 120 s 的静态再结晶量

Fig.4 Static recrystallization curves of Steels 1# and 3# held for 120 s at different temperatures

无 V 钢少 8%;随温度上升,差距逐渐变大,当变形温度为 880 °C 时,含 V 钢静态再结晶量比无 V 钢少 35%,两种钢静态再结晶量差距达到最大;当变形温度达到 940 °C 时,两种钢都能发生完全静态再结晶. 究其原因,在较低温度下变形时,由于已经有 V 的 C、N 化物析出,析出的 VN、V(CN)等第 2 相粒子对于钢的静态再结晶有阻碍作用,导致静态再结晶不能更充分的进行;当温度逐渐升高时,相对来说 V 的 C、N 化物析出的量逐渐减少,对静态再结晶的影响作用也相应减小,所以当温度逐渐升高时,含 V 钢的静态再结晶量也逐渐增加,到 940 °C 时可以发生完全静态再结晶. 据王辅忠等人关于中碳 V 微合金钢(0.32C-1.70Mn-0.29Si-适量 V-适量 N)的实验工作^[4],当变形温度达到 950 °C 时,只需 10 s 便可发生完全静态再结晶,与本实验结果相近.

3.2 V-N 微合金非调质钢中 C、N 元素对静态再结晶的影响

3.2.1 C 含量对静态再结晶量的影响

同样,将 2#~4#钢静态再结晶量随温度变化的情况汇总于图 5. 这三种钢基本上仅 C 含量不同,从 2#至 4#钢 C 含量逐渐增加.

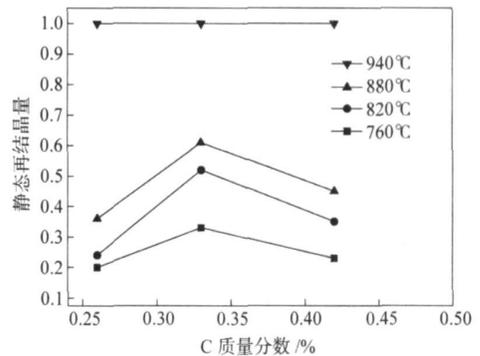


图 5 2#~4#钢在不同温度下的静态再结晶量变化(道次间保温时间为 120 s)

Fig.5 Static recrystallization curves of Steels 2#-4# at different temperatures (inter-pass isothermal time: 120 s)

由图 5 可知,道次间保温时间为 120 s 时,随温度的升高,2#~4#钢的静态再结晶量均增加. 当温度为 760 °C 时,3#钢静态再结晶量达到 33%,高出 2#钢 13%,高出 4#钢 10%;当温度为 820 °C 时,3#钢静态再结晶量为 52%,2#钢只有 24%,4#钢为 35%;当温度为 880 °C 时,3#钢静态再结晶量为 61%,2#钢 36%,4#钢 45%;当变形温度达到 940 °C,各钢都可以发生完全静态再结晶. 可见,C 含量对于 V-N 微合金非调质钢静态再结晶量的影响并不是呈简单的递增或递减关系,而是存在一个

极值。由图5可知,3[#]钢的静态再结晶量在760~940℃这个温度段内一直为最多,其次是4[#]钢,最少的是2[#]钢。由此可知,当C质量分数为0.33%时最有利于热变形道次间静态再结晶的发生。分析其原因,当C质量分数较少,如0.26%时,热变形过程中析出的碳氮化物相对较少,且析出物间距较大,对位错运动的阻碍作用较小,对热变形前期的动态回复过程抑制作用较小,从而使得动态回复过程进行得比较充分,因此所余的可以进行静态再结晶的储存能就比较少;当C质量分数较大,如0.43%时,热变形过程中析出的碳氮化物相对较多,钉扎位错和晶界,阻碍了位错和晶界的运动,则会对静态再结晶产生较大阻碍作用,更大程度上抑制了静态再结晶过程。当C质量分数处于中间位置,如0.33%时,已析出的碳氮化物刚好既可以通过抑制动态回复和再结晶过程为静态再结晶保留较多的储存能,已析出物又不会对静态再结晶产生过大阻碍作用,故此时的静态再结晶量达到最大。0.33%C条件下的研究结果与类似钢的已有研究结果^[4-6]一致,表明本研究所得结论是可信的。

3.2.2 N含量对静态再结晶量的影响

图6为3[#]和5[#]钢在不同温度下道次间保温120s时的静态再结晶量随温度的变化关系。经过分析可以看出,当道次间保温时间为120s时,随温度的增加,两种钢的静态再结晶量都有增加。当变形温度为760℃时,3[#]钢静态再结晶量为33%,而5[#]钢为15%(不到3[#]钢的一半);变形温度为820℃时,3[#]钢静态再结晶量为52%,5[#]钢为33%;变形温度为880℃时,3[#]钢静态再结晶量为61%,5[#]钢为47%;当变形温度为940℃时都可以发生完全静态再结晶。3[#]钢和5[#]钢相比,N质量分数为210×

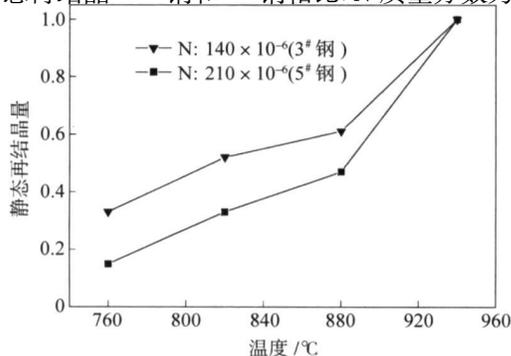


图6 3[#]和5[#]钢在不同温度下的静态再结晶量变化(道次间保温时间为120s)

Fig.6 Static recrystallization curves of Steels 3[#] and 5[#] at different temperatures (inter-pass isothermal time: 120s)

10⁻⁶的5[#]钢的静态再结晶量在760~940℃这个温度段内都少于N质量分数为140×10⁻⁶的3[#]钢。极可能是随着N含量的增加,VN颗粒更容易析出,复合析出的V(CN)中N含量也会增加,在较低温度时,先析出的VN及V(CN)颗粒对于奥氏体的静态再结晶有抑制作用,造成5[#]钢静态再结晶的滞后。可见,当N质量分数由140×10⁻⁶增加到210×10⁻⁶,含V微合金非调质钢的静态再结晶量有下降的趋势。

3.3 V-N微合金非调质钢中第2相粒子析出与静态再结晶之间的关系

热变形的奥氏体钢中同时存在着两个相互竞争的机制:静态再结晶和等温及形变诱导析出。由于有合金元素的存在,这两种机制相互之间的作用是非常复杂的^[7]。与普通碳钢相比,在V-N微合金非调质钢中,存在一个静态再结晶的滞后现象,而这种滞后是与变形温度相关的。为此,使用材料学计算软件MatCalc对实验用V-N微合金非调质钢在各个温度下的析出进行了计算,设定等温时间为900s,所得结果如图7和图8所示。

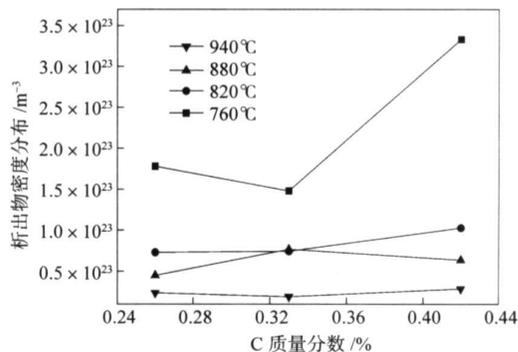


图7 2[#]~4[#]钢在不同温度下的析出物密度(保温时间900s)

Fig.7 Precipitate density distribution of Steels 2[#]-4[#] at different temperatures (isothermal time: 900s)

由图7可知,在760℃等温900s后,2[#]钢的析出密度达到 $1.78 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$,3[#]钢的析出密度为 $1.48 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$,而4[#]钢为 $3.33 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$,4[#]钢的析出密度最大,其次是2[#]钢和3[#]钢;当在940℃等温900s后,2[#]钢的析出密度为 $2.42 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$,3[#]钢为 $1.96 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$,4[#]钢为 $2.92 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$,依然是4[#]钢析出密度最大,3[#]钢最小,不过整体的析出密度已经有所下降。在图8中,760℃等温900s后,N质量分数为140×10⁻⁶的3[#]钢的析出密度为 $1.48 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$,而N质量分数为210×10⁻⁶的5[#]钢的析出密度为 $3.69 \times 10^{23} \text{ m}^{-3}$,是3[#]钢析出密度的2倍还多;在940℃等温900s后,3[#]钢的析出密

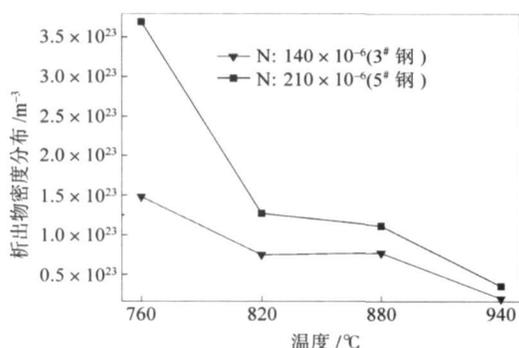


图8 3[#]和5[#]钢在不同温度下的析出物密度(保温时间900s)

Fig.8 Precipitate density distribution of Steels 3[#] and 5[#] at different temperatures (isothermal time: 900s)

度为 $1.96 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$, 而5[#]钢的析出密度为 $3.52 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$, 依然高于3[#]钢的析出密度. 图7和图8的一个共同点为: 随着温度的降低, 析出物密度增大.

由以上计算及实验结果可知, 在较高温度940℃变形与等温时, V的C、N化物的析出量少, 对于等温过程静态再结晶量的影响比较小, 因为此温度下大部分V还固溶于奥氏体中, 其拖曳效应对静态再结晶的影响非常小^[8], 因此2[#]~5[#]钢都完成了静态再结晶. 而在较低温度740~880℃下变形时, 可以看到V-N微合金非调质钢的静态再结晶出现明显的滞后, 因为在较低温变形时, 变形之前已经有部分V的C、N化物沉淀析出, 析出的第2相粒子在变形之前就已经存在于奥氏体基体之中, 这些析出物对位错的运动造成了阻碍, 也阻碍了奥氏体晶界的运动, 对再结晶的动力学因素造成了显著影响, 导致了静态再结晶的滞后.

4 结论

(1) 在V-N微合金非调质钢中, 静态再结晶量受C含量的影响并不呈简单线性关系, 而是存在着静态再结晶量极值: 当钢中C质量分数为0.33%时, 760~880℃温度范围内道次间静态再结晶量随C含量的变化均表现为极大值. 表明钢中V析出物对道次间静态再结晶的影响机制相当复杂, 与其析出的时机关系很大.

(2) 当钢中C质量分数为0.33%时, 在760~880℃温度范围内, V-N微合金非调质钢的静态再结晶要比未V-N微合金化的对比钢有明显滞后,

尤以820~880℃温度范围内最为明显. 940℃下则因所有实验钢均可完成静态再结晶, 未能观察到V-N微合金化抑制道次间静态再结晶的作用.

(3) 在C质量分数为0.33%且V量和Ti量均近似相同的V-N微合金实验钢中, 发现当N质量分数从 140×10^{-6} 增加到 210×10^{-6} 时, 该温度范围内道次间静态再结晶量下降14%~19%, 表明N含量增加有明显抑制道次间静态再结晶的作用.

致谢

实验研究过程中得到了钢铁研究总院钒氮钢发展中心杨才福教授等和北京科技大学国家重点实验室张艳高级工程师等的关心和帮助, 特此衷心感谢.

参考文献

- [1] Ren H P, Wang J J, Wang K, et al. Recrystallization behavior of un-quenched and tempered steel 35MnVN during deformation at high temperature. *J Mater Metall*, 2002, 1(2): 132 (任海鹏, 王建军, 王凯, 等. 35MnVN非调质钢高温形变再结晶行为. 材料与冶金学报, 2002, 1(2): 132)
- [2] Serajzadeh S, Taheri A K. An investigation of the silicon role on austenite recrystallization. *Mater Lett*, 2002, 56: 984
- [3] Kliber J, Schindler I. Recrystallization/precipitation behaviour in microalloyed steels. *J Mater Process Technol*, 1996, 60: 597
- [4] Wang F Z, Liu G Q, Liu S X, et al. Thermal/dynamic simulation of static recrystallization of 33Mn2V for oil well tubes. *Iron Steel*, 2003, 38(12): 43 (王辅忠, 刘国权, 刘胜新, 等. 油井管钢33Mn2V静态再结晶的模拟研究. 钢铁, 2003, 38(12): 43)
- [5] Liu S X. *Study of Microstructure Evolution in Medium Carbon Microalloyed Steel Used for Hot-Rolling Non-Quenched/Tempered Seamless Oil-Well Tubes* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2004 (刘胜新. 中碳微合金热轧非调质无缝油井管钢的组织演化规律研究[学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2004)
- [6] Wand A D, Liu G Q, Liu S X, et al. Thermodynamic calculations of carbonitrides in V-Ti-N microalloyed steels for non-quenched/tempered seamless oil-well tubes. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2006, 28(9): 823 (王安东, 刘国权, 刘胜新, 等. V-Ti-N微合金非调质无缝油井管钢中碳氮化物的热力学计算. 北京科技大学学报, 2006, 28(9): 823)
- [7] Zurob H S, Brechet Y, Purdy G. A model for the competition of precipitation and recrystallization in deformed austenite. *Acta Mater*, 2001, 49: 4138
- [8] Garcia-Mateo C, López B, Rodríguez-Ibabe J M. Static recrystallization kinetics in warm worked vanadium microalloyed steels. *Mater Sci Eng*, 2001, A303: 216