

渗碳用超细晶粒钢的研发

Yutaka Kurebayashi, Sadayuki Nakamura
Daido Steel

摘要: 冷锻加工是汽车部件如齿轮、曲轴生产的最常用的加工工艺，冷锻加工由于近终型成形，可以节省材料和加工费用，然而当在无预正火工艺进行表面渗碳的加热过程中，有时候会出现奥氏体晶粒的异常长大，粗化的晶粒尺寸有时候可以达到 ASTM 2~4 级，这种晶粒的异常长大会导致渗碳后的性能恶化，对部件的断裂韧性和疲劳强度都有害[1]。我们的研究目的就是开发一种新钢种，它在无正火工艺的渗碳加工中能够保持细晶粒。

首先，我们研究了各种元素对表面硬化钢晶粒长大的影响，选择 Nb 作为控制晶粒长大的元素。其次，我们开发出一种含少量 Nb 的超细晶粒钢，这种钢冷锻后在 1223K 的温度 72000 秒的情况下仍然保持超细晶粒。

晶粒异常长大理论

见图 1 所述，奥氏体晶粒长大有两种类型[2][3]。如果没有小的粒子（如析出物）阻止晶界迁移，则晶粒长大仅仅由晶界表面自由能控制，随着温度的升高，大晶粒通过吞噬小晶粒逐渐地连续地均匀长大，这种类型的晶粒长大被称为正常晶粒长大。由于几乎所有表面硬化钢都为铝镇静钢，正常晶粒长大很难观察得到。

对于铝镇静钢，钢中的铝在凝固的冷却过程中与氮结合生成非常细小的 AlN 粒子，当含 AlN 粒子的钢，在加热温度低于 1173K 时，AlN 析出物会阻止晶粒长大，但当加热到 1173~1223K 时，部分 AlN 析出物溶解到晶粒点阵中，部分 AlN 长得更大，这种情况下只有很少数量的晶粒长大，它们通过唯一的吞噬周围细小晶粒而连续长大。这种情况下长大的粗化晶粒晶粒度常常达到 ASTM 2~4 级，被称作异常长大。在冷锻加工工艺中，冷锻前常常要进行球化退火，球化退火使得 AlN 长大，冷锻后钢的奥氏体晶粒长大趋势十分明显。

为了改善这种晶粒长大特性，析出物的长大速率必须低于 AlN，同时在热轧过程中这种析出物必须细小并且均匀弥散分布。

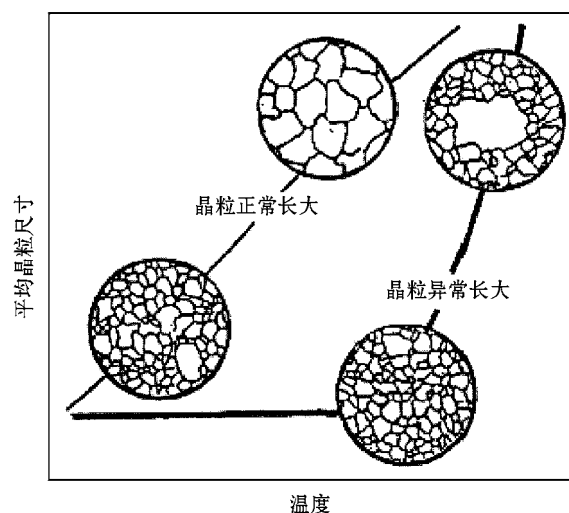


图 1： 奥氏体内晶粒长大示意图

晶粒异常长大机理研究

试验钢的化学成分见表 1，基钢为 JIS SCr420，其成分为 0.2%C, 0.23%Si, 0.75%Mn 和 1.10%Cr。试验钢的含铌量为 0.03%~0.20%Nb。试验材料制备和检验见图 2。

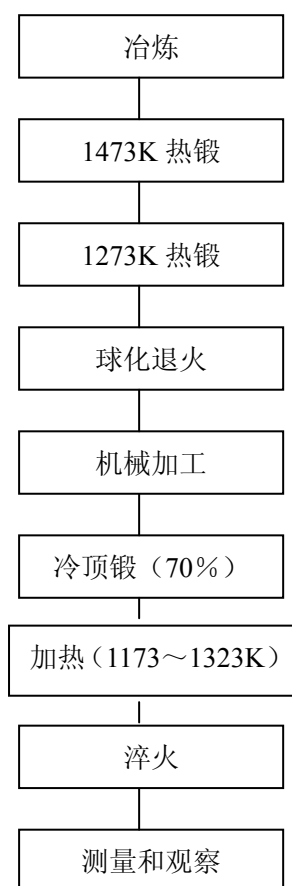


图 2： 实验过程

表 1 试验钢的化学成分

钢种	C	Si	Mn	Cr	Nb
基钢	0.20	0.23	0.75	1.10	-
A	0.21	0.23	0.74	1.09	0.031
B	0.21	0.25	0.75	1.11	0.049
C	0.20	0.24	0.75	1.10	0.102
D	0.20	0.24	0.74	1.09	0.192

通过真空感应炉冶炼两炉钢水，浇铸成 30Kg 的锭，在模拟热轧工艺的条件下进行热锻，锭加热到 1473K，锻造成 50mm 的方棒。之后 50mm 的方棒加热到 1273K，锻造成直径 30mm 的圆棒，在将圆棒加工成试样前，进行球化退火，然后加工成高度 37.5mm 直径为 25mm 圆柱试样，在 5.88MN 的载荷下进行冷锻粗（冷锻比为 75%）后，在 1173~1323K 的温度范围内加热 1.8ks，然后水淬。用光学显微镜观察一个纵向截面试样的全部区域，测定晶粒粗化区域分数，晶粒粗化区域是指晶粒度大于 ASTM 2 级的区域。晶粒粗化温度是指粗化晶粒区域分数超过 5% 的温度。

图 3 给出了加热温度与平均奥氏体晶粒尺寸级别之间的关系，图 4 给出了加热温度与粗化晶粒区域分数之间的关系，对一种非含铌钢，当温度大于 1223K 时，就观察到异常晶粒长大现象，但对 0.1%Nb 的含铌钢，在这个温度下没有观察到晶粒异常长大现象。0.1%Nb 的含铌钢晶粒异常长大温度约为 1310K，比不含铌钢高 100K。

0.1%Nb 的含铌钢和不含铌钢加热到 1223~1323K 之间的光学显微照片见图 5。不含铌钢一些区域可以观察到大晶粒，其他区域则为细晶粒，粗晶粒晶粒度为 0~2 级。然而，对于 0.1%Nb 的含铌钢则没有观察到晶粒异常长大现象，整个区域都为细晶粒。

图 6 给出了铌含量与晶粒粗化温度之间的关系。晶粒粗化温度随着 Nb 的加入而增加，特别是，少量的 Nb 含量可以显著增加晶粒粗化温度，当含铌量达到大于 0.1%Nb 的时候，晶粒粗化温度不再变化。

图 7 给出了锻造成直径 30mm 圆棒的 0.1%Nb 的含铌钢和不含铌钢的投射电镜氮化物和碳氮化物的萃取复型照片。0.1%Nb 的含铌钢观察 Nb (C, N) 和 AlN 析出物，析出物平均尺寸为 10nm，而在不含铌钢中，只观察到有 AlN 析出物，其平均尺寸远大于含 0.1%Nb 钢中的 Nb (C, N) 尺寸[4][5]。

图 8 给出了 0.1%Nb 的含铌钢和不含铌钢球化退火、冷锻和加热到 1223K、1273K、1323K 然后水淬的氮化物和碳氮化物的透射电镜照片。不含铌钢中，可以看出 AlN 析出物长大，显微照片上小的析出物很少。然而，对 0.1%Nb 的含铌钢，可以观察到许多细小的析出物，即使加热到 1323K 仍然如此。照片表明 Nb (C, N) 析出物在高温下比 AlN 析出物更稳定，因而，它们可以防止晶粒异常长大。

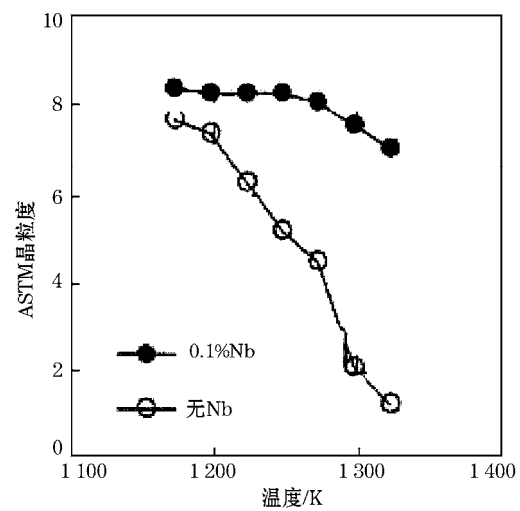


图 3: 加热温度和奥氏体晶粒尺寸之间关系

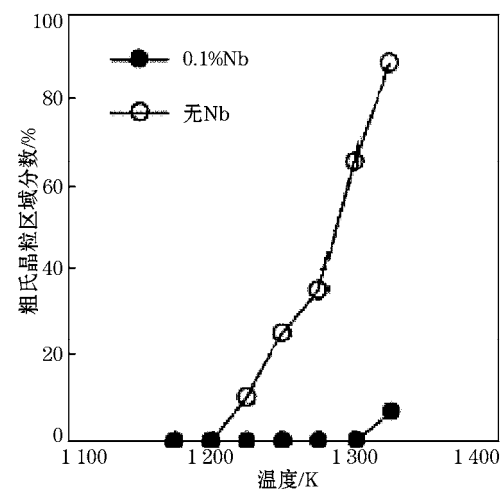


图 4: 加热温度和粗化晶粒区域分数关系

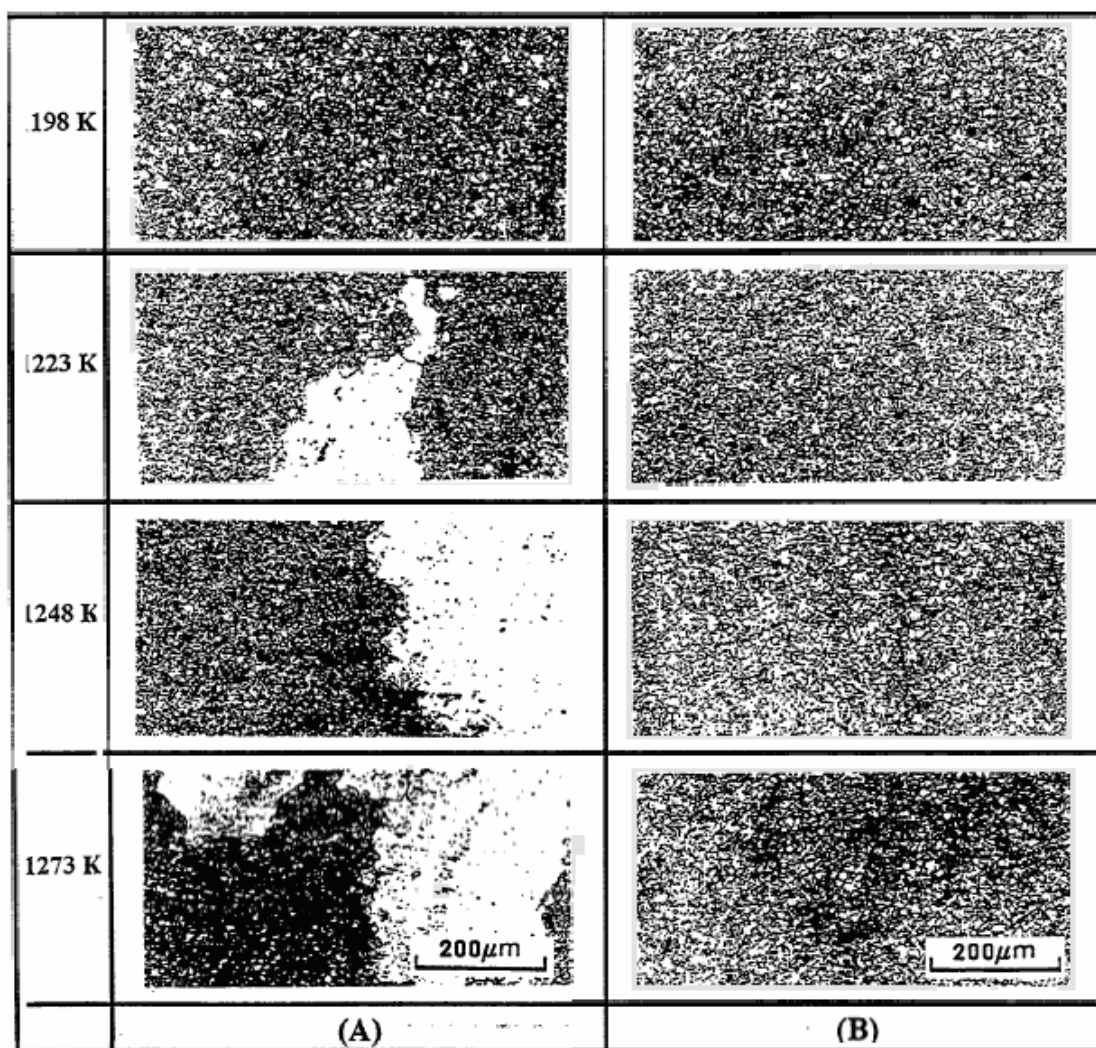


图 5: 1173~1323K 之间不同加热温度下水淬后的试验钢显微照片

A—不含铌, B—含铌钢 0.1%Nb

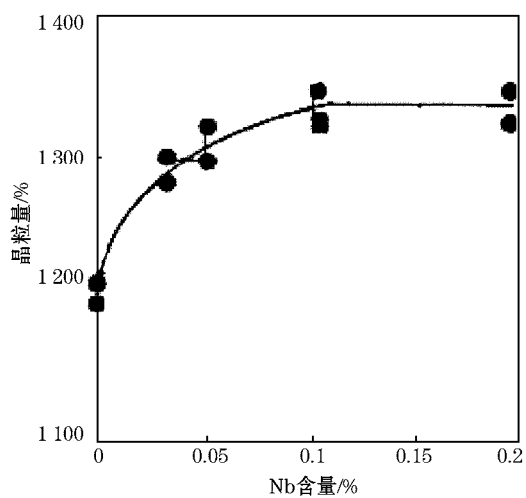


图 6: 铌含量对晶粒粗化温度的影响

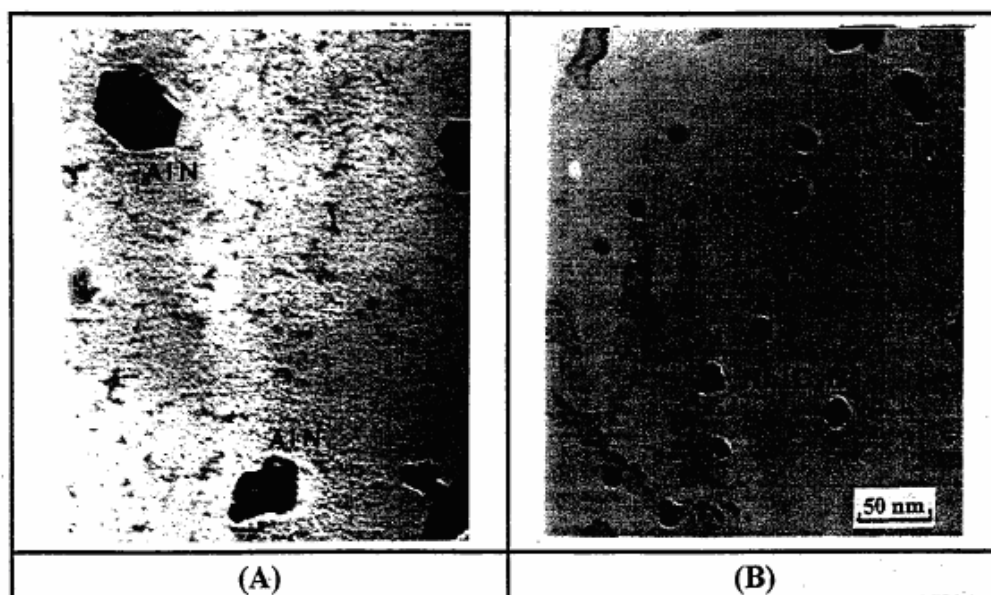


图 7: 试验钢析出物 TEM 照片

A—不含铌, B—含铌 0.1%Nb

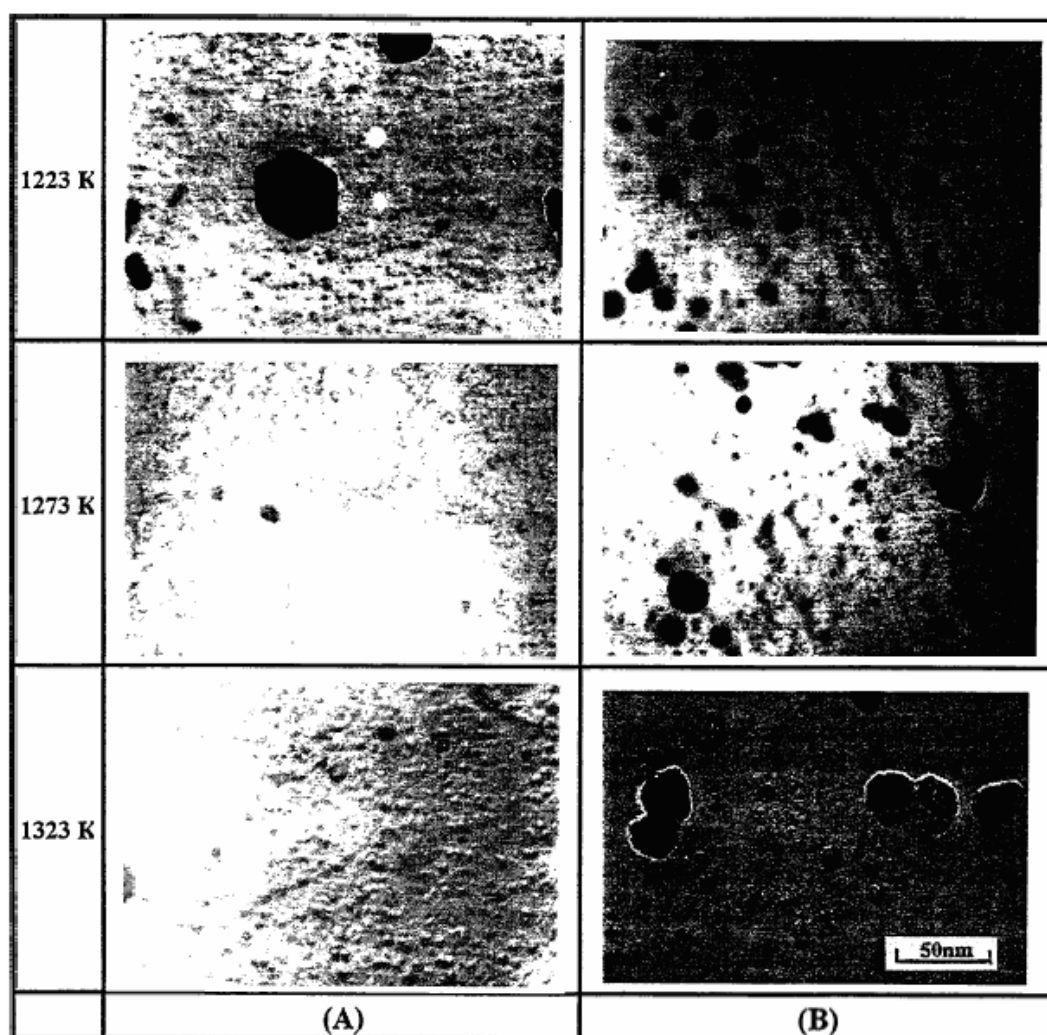


图 8: 1223 到 1323K 之间不同加热温度下淬火的试验钢析出物 TEM 照片

A—不含铌, B—含铌 0.1%Nb

新钢种的开发

基于上述基础研究，我们设计了一种新钢种。开发的这种渗碳用超细晶粒钢含少量的铌，Nb 含量由目标渗碳温度和防止晶粒异常长大对应的 Nb 含量（见图 6）决定。开发出的钢种的生产工艺路线为：电炉冶炼+钢包精炼+RH 脱气+连铸+控轧。连铸和控轧技术对获得细小的 Nb 析出物非常重要。表 2 给出了研发钢的实例，并进行了晶粒长大检测、疲劳和冷锻试验。作为对比，也对传统表面硬化钢种 JIS SCr420 进行了评价。

图 9 给出了加热温度和直到出现晶粒异常长大的时间之间的关系，试样为经过球化退火和 70%压缩的冷锻试样。传统钢种，在正常的渗碳温度 1198K 的情况下，25000 秒之后就观察到晶粒异常长大现象。开发的钢种不出现晶粒异常长大现象的时间要比传统钢种长，因此，研发的钢种冷锻加工后，不需要进行正火就可以送入渗碳炉直接渗碳。

图 10 和表 3 给出了旋弯疲劳试验结果。试样取自轧制的棒材，首先进行机械加工，再进行渗碳、淬火和正火，试样没有进行冷锻。研发的钢种渗碳后晶粒尺寸小于传统的 SCr420。这也就是研发的钢种疲劳极限比传统的钢种高 100MPa 的主要原因。

表 2 研发的新钢种和传统钢种化学成分（wt %）

钢种	C	Si	Mn	Cr	Nb
开发钢	0.20	0.22	0.75	1.01	0.034
JIS SCr420	0.21	0.23	0.76	1.03	-

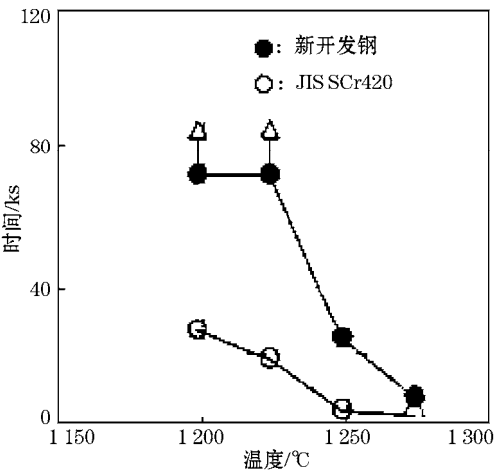


图 9：加热温度和直到晶粒出现异常长大的时间之间的关系

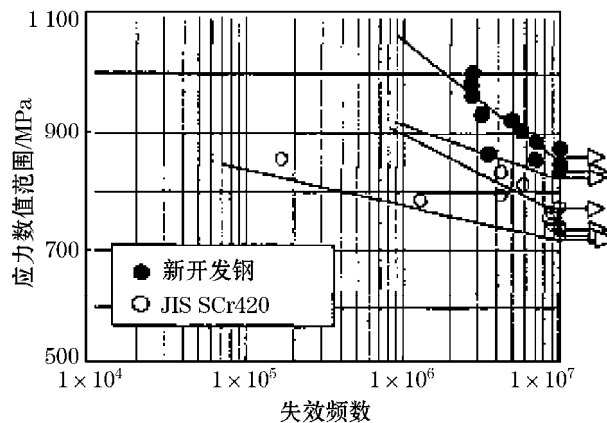


图 10: 旋转弯曲疲劳性能

图 11 给出了球化退火试样压缩试验的应力应变曲线。试样为直径 6mm 高 12mm 的圆棒，研发钢应力应变曲线与传统钢相当，这是由于研发的钢种球化退火后的硬度在传统钢硬度范围内。

图 12 给出了球化退火后冷锻试验的裂纹出现几率。试样为 37.5mm 高直径 25mm 的圆棒，在每一个冷锻压缩比下，进行十个试样的冷锻试验，统计出现裂纹的试样数量，研发的钢种和传统钢种 SCr420 冷锻后出现裂纹的情况没有重大差别。

图 13 给出了高速钢钻具钻削试验钻具寿命曲线。研发的钢种加工性能与传统钢种相当。

研发的钢种经冷锻制造成各种齿轮，结果表明，可以冷锻后直接渗碳而不会出现晶粒异常长大。采用这种钢种的一些部件已经投入商业化生产。

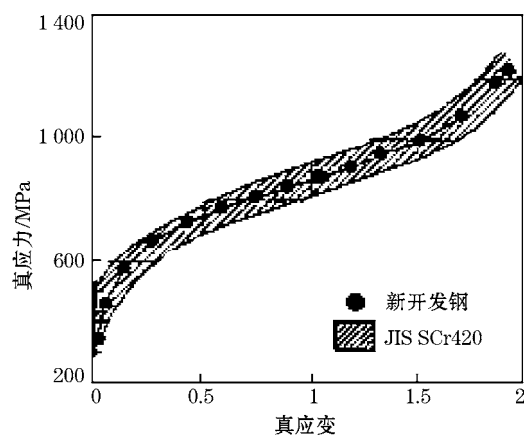


图 11: 应力应变曲线

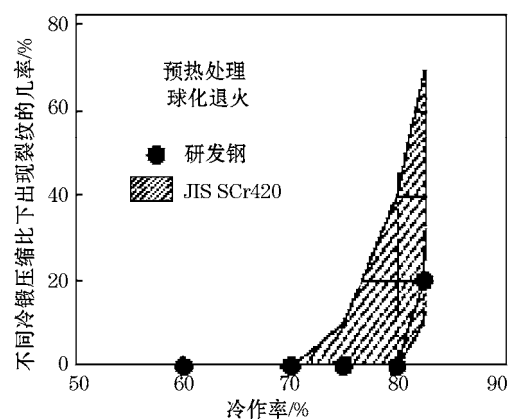


图 12： 冷锻性能

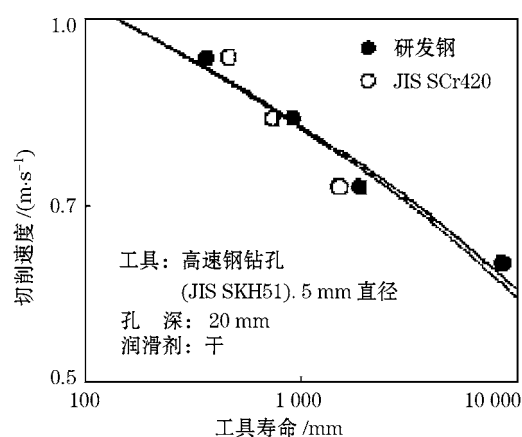


图 13： 钻削试验工具寿命曲线

结论

本文对铌含量对奥氏体晶粒异常长大的影响进行了研究，并研发出了一种渗碳用超细晶粒钢。结论如下：

- (1) 晶粒粗化温度随着铌含量的增加而提高，加热时，Nb (C, N) 析出物保持钢的奥氏体晶粒细小的温度高于 AlN 析出物的。
- (2) 含有少量铌的新开发的超细晶粒钢晶粒粗化温度高于传统表面硬化钢。其冷锻后不经过中间正火工艺而直接在 1223K 保持 72000 秒进行渗碳仍可维持细小晶粒。

参考文献

1. Tatsumi Urita, Kunio Namiki and Tomohito Iikubo; Electric Arc Furnace Steel, vol. 59(1988), No 1

2. M. Hillert; *Acta Metallurgica*, vol.13(1965), p227
3. H. Adrian; *Materials Science and Technology*, May 1992, vol.8, p406
4. N. Shama; *Materials Science and Technology*, November 1985, vol.1, p950
5. S.H.Park, S. Yue and L.J.Jonas; *Metallurgical Transcation*, 23A, 6(1992), p1641

(马钢技术中心 马玉平 译 蒲玉梅 校)