

合金结构钢的奥氏体晶粒度与旋转弯曲疲劳极限关系的研究

西北工业大学 胡德林
西 宁 钢 厂 张明义

一、前 言

近年来,不少航空工厂和冶金工厂所做的大量研究工作表明:航空结构钢的本质晶粒度对室温常规机械性能无明显影响。但是,航空结构零件的破坏,其中90%是由于疲劳断裂引起的^[1]。因此,在对航空结构钢不同晶粒度的力学性能全部考核时,应把疲劳性能作为评定力学性能的重要指标。

关于奥氏体晶粒度对疲劳性能的影响,应该从两方面考虑,即奥氏体实际晶粒度的影响和奥氏体本质晶粒度的影响。在某些情况下,这两者又有一定的关系,特别是后者由于对“本质”的概念不甚清楚,尚在探讨之中,参

考资料很少。对于奥氏体本质晶粒度与疲劳性能的研究更无资料查找。

本文采用冶炼工艺和化学成分完全相同(同一支钢锭)的40CrNiMoA钢,通过改变其热加工工艺造成粗、细两种本质晶粒度级别,并制成两种规格的疲劳试样,测定在调质状态下的旋转弯曲疲劳极限。初步探讨了奥氏体本质晶粒度及实际晶粒度对疲劳极限的影响。

二、试验过程及方法

1. 试验用钢及其成分

本试验采用航空结构钢40CrNiMoA,其化学成分列入表1。

表 1 40CrNiMoA钢的化学成分

化学元素	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	N
含量(%)	0.40	0.32	0.65	0.004	0.013	0.89	1.72	0.25	0.035	0.0112

2. 钢的热变形及本质晶粒度

采用620公斤的钢锭,锻成95×95毫米方坯,然后在不同机组上改轧成料:

500/300轧机——加热温度1150℃,保温6小时,终轧温度920℃,轧成材φ22毫米,其代号为A试料;

400/250轧机——加热温度1150℃,保温45分钟,终轧温度840℃,轧成材φ19毫米,其代号为Z试料。

按照Y B674-73技术条件检验奥氏体本质晶粒度;A试料为本质细晶粒,7—8级;Z试

料为本质粗晶粒,3—7级。

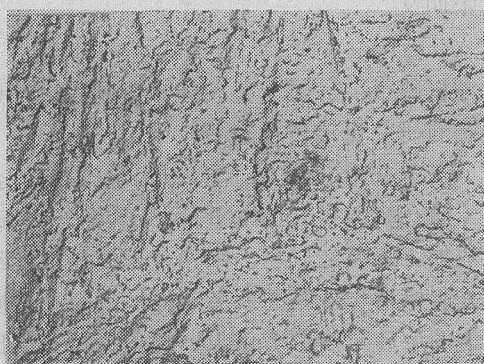
3. 试料的热处理、组织及室温机械性能

A、Z两种试料的热处理工艺及其室温机械性能列入表2,其电子显微组织如图1~4所示。

A、Z两种试料经以上两种热处理后的奥氏体实际晶粒度:A试料于930℃加热时的实际晶粒度为7—8级,于850℃加热的实际晶粒度为8—7级;Z试料于930℃加热时的实际晶粒度为4—7级,于850℃加热的实际晶粒度为8—5(3)级。

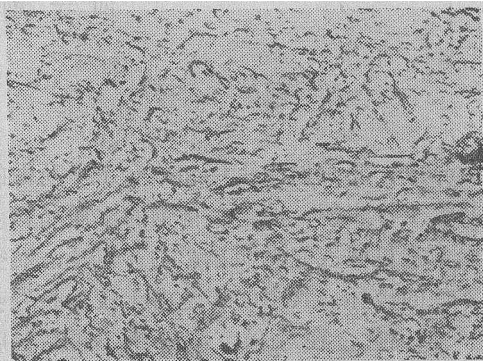
表 2 不同热处理状态的室温机械性能 (平均值)

工 艺 号	热 处 理 工 艺	试 料 号	σ_s (公斤/毫米 ²)	σ_b (公斤/毫米 ²)	δ %	ψ %	a_k (公斤·米/厘米 ²)
I	930°C40分钟油淬+600°C 60分钟水冷	A ₁	118.3	126.5	13.9	51.0	10.1
		Z ₁	116.0	122.0	14.4	55.3	11.8
II	850°C40分钟油淬+600°C 60分钟水冷	A ₂	113.0	119.8	15.0	58.0	12.4
		Z ₂	112.0	117.7	15.0	59.9	12.6



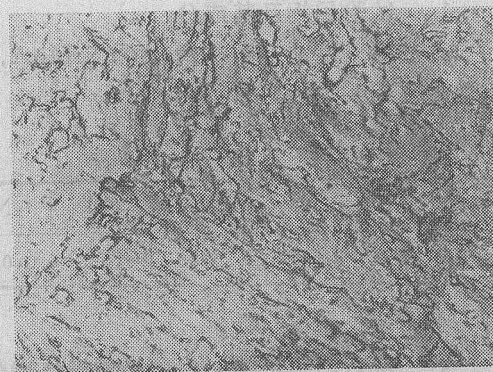
× 5000

图 1 A 试料经 930°C40分钟油淬
+ 600°C60分钟水冷



× 5000

图 2 Z 试料经 930°C40分钟油淬
+ 600°C60分钟水冷



× 5000

图 3 A 试料经 850°C40分钟油淬
+ 600°C60分钟水冷



× 5000

图 4 Z 试料经 850°C40分钟油淬
+ 600°C60分钟水冷

4. AlN相的萃取及衍射

为了观察不同热处理状态下AlN相的存在状态^[2], 本试验采用: 第一次用1%硝酸酒精溶液浅腐蚀, 碳复型后进行第二次4%硝酸酒精溶液电解萃取。在JEM200CX与Hu11A两种电子显微镜下观察AlN相形貌及分布, 并进

行电子衍射结构分析, 如图5所示。

5. 疲劳试验方法

旋转弯曲疲劳试验, 采用两种规格的试样, 分别在两种不同型号的试验机上进行:

等截面光滑试样—— $d=8\pm0.01$ 毫米, 用于国产12型旋转弯曲疲劳试验机, 其转速为

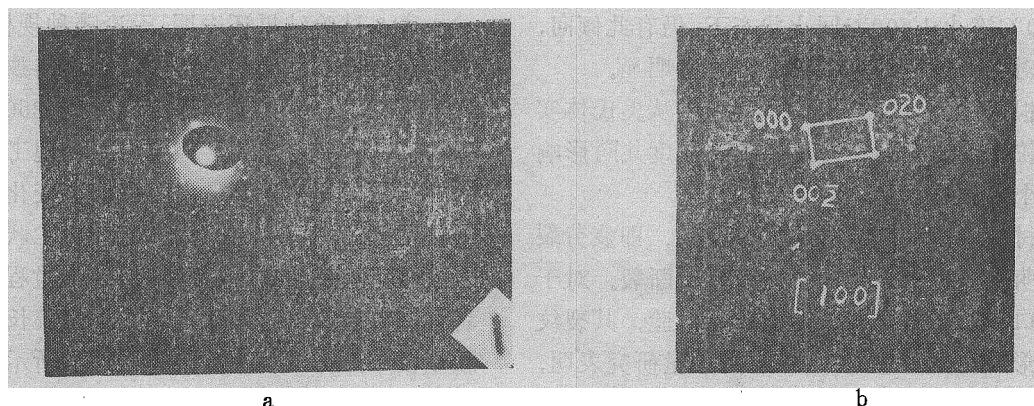


图 5 AlN相的电子衍射斑点花样(a)及标定(b)

3000转/分。对试样要求精磨后，再用最细号金相砂纸，沿试样轴线45°方向抛光；

锥型光滑试样—— $d=7.52 \pm 0.01$ 毫米，锥度1:7。用于PWC510WG型疲劳试验机，其转速为5000转/分。

对于不同规格的疲劳试验，均采用升降法确定疲劳极限 σ_{-1} 值，每一疲劳极限采用16个试样测定，并采用JSM-3型扫描电镜进行断口观察。

三、试验结果及讨论

两组试料于两种热处理状态下的疲劳极限测定结果见表3。断口形貌见图6和7。

表 3 两组试料、两种热处理状态的疲劳极限

工艺号	热处理工艺	试料号	本质晶粒度	实际晶粒度	试样疲劳极限 σ_{-1} (公斤/毫米 ²)	
					等截面	锥形
I	930°C40分钟油淬 600°C60分钟水冷	A ₁	7-8	7-8	62	68
		Z ₁	3-7	4-7	61	64
II	850°C40分钟油淬 600°C60分钟水冷	A ₂	7-8	8-7	62	61
		Z ₂	3-7	8-5(3)	58	58

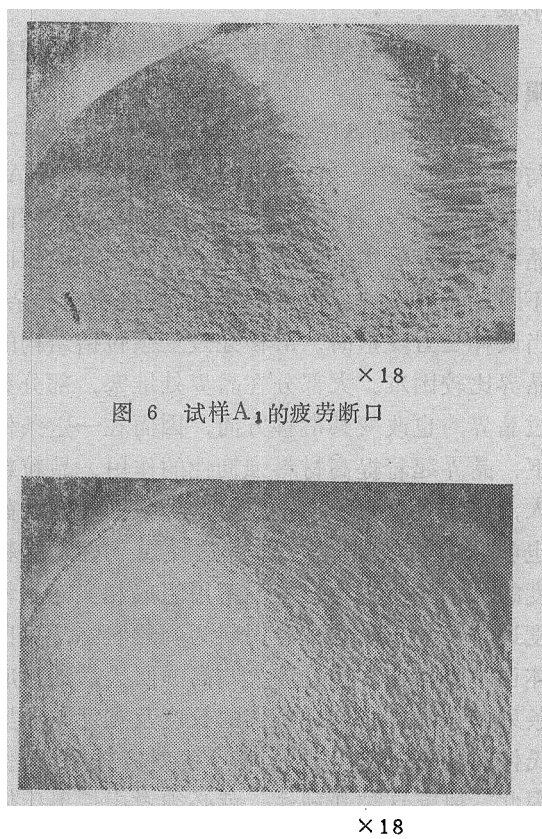


图 6 试样A₁的疲劳断口

图 7 试样Z₂的疲劳断口

表3结果表明，在相同的热处理状态下，本质晶粒度和实际晶粒度均较粗的Z组试样与晶粒度均较细的A组试样相比较，Z组试样的疲劳极限 σ_{-1} 值较低。在850°C淬火+600°C回火状态下，无论是等截面试样或锥形试样，其Z₂试料比A₂试料的疲劳极限要低3~4公斤/毫米²；

在930℃淬火+600℃回火状态下,仍有此倾向,不过对于等截面试样,其差别不甚明显。

根据以上试验结果,本文着重从奥氏体实际晶粒度、本质晶粒度及两种晶粒度共同影响等三个方面进行讨论。

材料的疲劳断裂分为三个阶段,即疲劳裂纹的萌生、疲劳裂纹的扩展及疲劳断裂。对于无缺口光滑试样的旋转弯曲疲劳试验,其裂纹源的形成占疲劳总寿命的主导。大量研究表明,在交变载荷作用下,因位错运动造成的滑移带,是形成疲劳源的最根本原因,促进了疲劳源的形成^[3,4]。

1. 奥氏体实际晶粒度与旋转弯曲疲劳极限的关系

Z_1 与 Z_2 的奥氏体实际晶粒度分别为4—7与8—5(3)级,这与相应热处理状态下的 A_1 的7—8级与 A_2 的8—7级相比,其奥氏体实际晶粒度相差较大。众所周知,晶粒之间的位向不同,晶界区域原子排列紊乱,位错结构复杂。当试样受力变形时,滑移穿过复杂位错结构的晶界比较困难。大部分在晶界处堵塞,部分穿过晶界的也改变其滑移方向,因而在一定条件下,晶界起着提高材料强韧性的作用。晶粒粗大,则晶界总面积较小,对这种强韧性的贡献也就变小^[5]。但是,研究这种强韧性与晶粒度的关系时,应该在室温下用组成相实际晶粒度进行评定。而本试验用料为调质状态,奥氏体已不复存在,经过淬火与高温回火后,形成条束状铁素体。这种条束的长度及宽度与原奥氏体晶粒有一定(非严格)的对应关系^[6]。因此,研究这种强韧性,就必须考虑原奥氏体晶粒直径与铁素体条束的平均尺寸之间的相互关系。奥氏体晶粒直径 d 愈大,铁素体条束的平均尺寸 d_s 也就愈大。这样粗大的铁素体条束易于在材料表面形成不均匀的滑移^[7],导致疲劳源的形成,使疲劳极限降低。

因此, Z_1 与 Z_2 和相应状态下 A_1 与 A_2 相比,疲劳极限较低。奥氏体实际晶粒度是通过铁素体条束的平均尺寸而间接地影响着疲劳极限。

表3试验结果还表明:无论哪种规格试料,其工艺I比工艺II状态下的旋转弯曲疲劳极限均较高。本研究认为,尽管930℃比850℃状态下的奥氏体晶粒粗大,但随着热处理工艺条件的改变,碳化物的数量发生了明显变化,未溶碳化物起了主导作用。930℃比850℃状态下的未溶碳化物数量要少,在高温回火过程中,前者在马氏体基体上碳化物形核并聚集长大,其颗粒较小,弥散度较大,如图1、2所示。后者由于有多量的未溶碳化物,造成继续沉淀长大,其颗粒度较粗,如图3、4所示。细小弥散分布的碳化物,在低的交变应力作用下,不易产生不均匀滑移,延缓了疲劳裂纹的形成。从表2室温机械性能中也可以看出,930℃比850℃状态的强度指标都较高,这是符合一般对应关系的。

2. 奥氏体本质晶粒度与旋转弯曲疲劳极限的关系

Z组试料的本质晶粒度为3—7级,比A组试料的7—8级要粗。大量研究表明,钢的冶炼工艺、钢中残余铝量、热加工工艺及预处理制度等,对本质晶粒度都有明显的影响。尽管目前对奥氏体晶粒粗化问题有不同的解释,但是钢中A1N相存在状态对奥氏体晶粒的粗化温度有明显影响,这是普遍的认识^[8,9]。文献[2]指出,奥氏体本质晶粒度与A1N相的存在状态有着一定的对应关系。由于钢中A1N相析出倾向,既受奥氏体中A1、N原子溶解度的限制,又受A1、N原子扩散的控制。因此,在较高的奥氏体化温度下,A1、N原子易于扩散,A1N相到处形核长大,呈弥散细小质点均匀分布,如图8所示。这种弥散态A1N质点对奥氏体晶界起着钉扎作用,检验奥氏体本质晶粒度为7—8级。在较低的奥氏体化温度下,处于过饱和状态的A1、N原子扩散困难,使A1N相难于形核沉淀。但是,在未溶A1N相表面仍可以继续沉淀长大,如图9、10所示。这种A1N相多呈粗大棒状排列分布特征,减弱了对奥氏体晶界的钉扎作用,检验奥氏体本质晶粒度为1—7级。

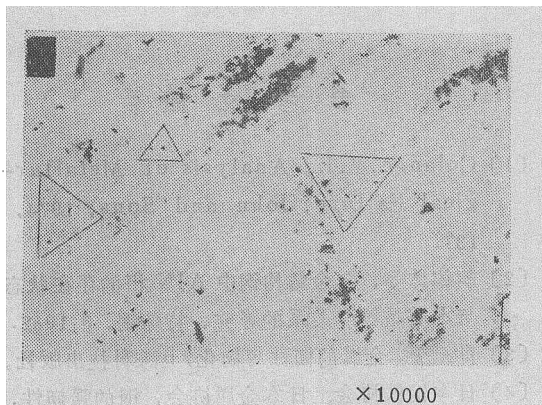


图 8 Z试料950°C状态A1N相的电子显微组织

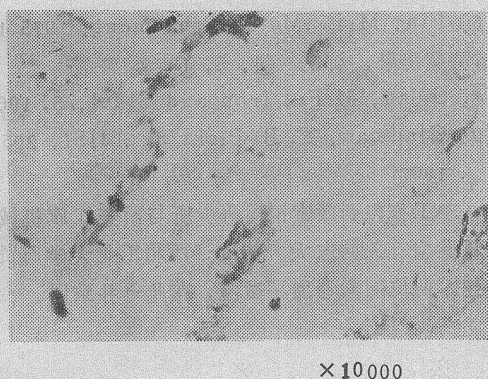


图 9 Z试料850°C状态A1N相的电子显微组织

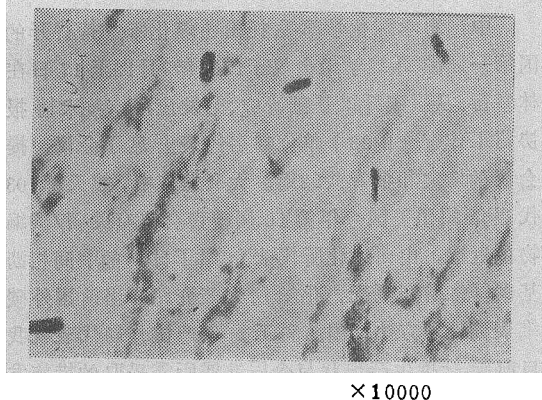


图 10 同图9的状态不同视场组织

本研究认为，这种粗大排列状A1N相的形成，一方面是由于热轧前的加热温度较低或保温时间不足（本试验Z试料的情况就是如此），

热轧后未溶A1N相保留下来，另一方面是由于热处理前A1N相未充分析出，热处理时奥氏体化温度又低，A1N相不能弥散形核析出，且为未溶A1N相继续长大创造条件。扫描电镜观察结果也证实这种粗大A1N相的存在，图11为粗晶区扫描电镜照片。从图中可见，粗晶区的晶界系由许多腐蚀孔洞或沟槽所构成，这显然是第二相（如A1N相）析出物聚集所造成，析出物在腐蚀时脱落。细晶粒区晶界孔洞网络很少，只是偶尔有所发现。

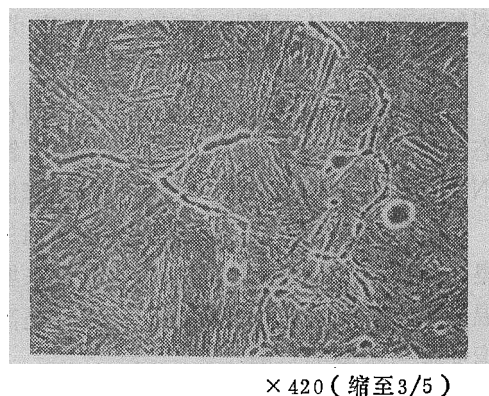


图 11 粗晶区扫描电镜组织

疲劳断裂是在交变应力作用下进行的，由于晶界处存在着粗大排列状的A1N相，这些脆性相可以阻止晶界区的塑性松弛，增大硬化作用。这种硬化可以通过位错堵塞机理在晶界上形成疲劳裂纹源。

上述讨论可以很好地解释奥氏体粗晶粒试料Z在850°C状态下其疲劳极限较低的原因。应该重申：奥氏体本质晶粒度是通过A1N相粗大排列分布状态而间接地影响了钢的旋转弯曲疲劳极限。

至于奥氏体晶粒度对疲劳极限的影响，究竟是奥氏体实际晶粒度占主导，还是本质晶粒度占主导的问题。我们认为，主要应该从钢中A1N相的存在状态来分析评定，不能以某一简单的概念来作定论。有关进一步的分析研究，我们尚在试验之中，有待于从广泛的试验研究中得出更加确切的结论。

四、结 论

1. 调质状态的40CrNiMoA钢, 奥氏体本质晶粒与实际晶粒愈粗大, 旋转弯曲疲劳极限也愈低。晶粒度级别降低2—4级, σ_{-1} 则下降3~4公斤/毫米²。

2. 奥氏体实际晶粒粗大, 则调质状态下的铁素体条束平均尺寸加大。这种粗大的条束状组织, 导致了位错的大量堆塞, 促进了疲劳裂纹的形成, 从而降低了旋转弯曲疲劳极限。

3. 奥氏体本质晶粒度通过AIN相的存在状态而间接地影响着旋转弯曲疲劳极限。钢中AIN相呈粗大排列状分布, 其疲劳极限降低。

4. 钢材在调质状态下使用, 可以通过提高奥氏体化温度, 减少未溶碳化物数量来增大高温回火条件下碳化物的弥散度, 达到提高旋转弯曲疲劳极限的目的。

※

※

※

※

《试验用单向纤维增强塑料平板的制备》等五项国家标准审定通过

由六二一研究所与哈尔滨玻璃钢研究所共同起草的《试验用单向纤维增强塑料平板的制备》及《预浸料的挥发份含量试验方法》二项国标已审定通过。今年9月在西安召开的纤维增强塑料标准化分技术委员会第三届年会上, 审议代表认为这二项标准中前者为所有单向纤维增强塑料性能试验方法提供了前提, 使这一系列试验方法的试样制备有了准绳; 后者则是衡量预浸料性能的一项重要指标。这次会上还审定通过了《纤维增强塑料及纤维增强塑料蜂窝夹层结构蠕变试验方法》、《纤维缠绕压力容器制品及内压试验》及《预浸纱带拉伸强度试验方法》三项国标。

以上五项国标的制订, 使纤维增强塑料国标的数量又有了新的增加。至此, 全国纤维增强塑料分技术委员会成立三年来, 先后共审定通过了41项国标及7项部标, 为标准化做出了贡献。

(姜作义)

参 考 文 献

- [1] Colange, V.J., Analysis of Metallurgical Failure, John and Sons, 1974, 137.
- [2] 胡德林等, 合金结构钢中 AlN 相的存在状态与本质晶粒度关系的研究, 特殊钢, 6.1982.
- [3] 肖纪美, 金属的韧性与韧化, 上海科技出版社.
- [4] 日本钢铁协会、日本金属协会, 钢的强韧性, 1971.
- [5] Lai, G.Y., Material Science and Engineering, 1975, 19.
- [6] Fin, M.E., Metal Treatment, 1975.11.
- [7] 颜鸣皋, 航空材料, 5, 1978.
- [8] Sidag, M.P., Iron and Steel, 5, 1967.
- [9] Gladman, F.B. Pickering, JISI, 205, 1967.

本工作得到西宁钢厂研究所与西安红旗机械厂疲劳实验室有关同志大力协助, 西北工业大学周贤良、焦建军两位同学参加了试验, 在此一并致谢。

全国第一届碳纤维学术会议 在桂林举行

中国科学院化学部委托山西煤化所主持召开的全 国第一届碳纤维学术会议于1983年9月13至17日在桂林举行。从事碳纤维基础研究、开发应用、技术情报与协调工作有关的33个单位86名代表出席了会议。提交会议的论文和报告共52篇。大会发言中, 航天部703所代表介绍了美国今年第16届碳素会议有关碳/碳编织物的近况, 山西煤化所代表介绍了日本的中间相沥青基碳纤维研制概况, 化学所代表介绍了当前国外碳纤维表面处理方法, 国防科工委生产协作局代表就我国目前碳纤维生产现状与今后发展所需采取的措施发了言。在分组活动中, 代表们进行了学术交流, 并就聚丙烯腈原丝质量、碳纤维制造工艺、碳纤维复合材料发展方向以及碳纤维应用的基础理论和检测方法进行了讨论。会议取得了圆满结果。

(熊大文)