

# Ni-19Fe-2Cr-9Mo 合金 低塑性区的初步研究

金属系金属物理专业 陈敢胜 周松文

多数镍基高温合金存在低塑性区，其温度范围为600~800℃，正处在材料使用温度范围内。它的存在影响了合金的使用，同时也限制了固溶强化和沉淀强化的热强化处理。因此研究镍基合金低塑性的本质，对于改善镍基合金具有实际意义。我们选择了典型的固溶强化镍基高温合金 Hastalloy-x，对它的低塑性的本质进行了初步研究。

## 一、实验方法

材料用真空感应加电渣熔炼。选用316-691和316-675两个炉号的“90方”和成品环材料。其化学成分如表(1)。

表(1)

元素 炉号	元素												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe	W	Mo	Co	Ni	Al	B
316-691	0.08	—	0.9	0.003	0.005	21.76	18.10	0.62	9.25	1.68	余	0.03	0.08
316-675	0.09	0.36	0.59	0.005	0.005	21.94	17.73	0.53	9.37	1.61	余	—	0.08

拉伸试验用“90方”材料，先切成毛坯，经1180℃/45'固溶处理，车成 $\phi 3 \times 80$  mm的标准试样，用真空高温电阻测量仪进行下述实验：

- 1、以150℃/小时的升温速度，测定从室温—100℃—室温的电阻变化；
- 2、以60℃/小时与300℃/小时的升温速度，从室温—900℃电阻的变化；
- 3、测定在450℃、500℃、550℃、610℃保温不同时间电阻的变化；
- 4、测定不同温度下形变后的合金电阻率。

热膨胀试样，用316-675成品环材料，切成毛坯，经1180℃/45'固溶处理，车制成 $\phi 4 \times 50$  mm的标准试样，然后用DP-4G卧式膨胀仪（附有自动摄影记录仪），进行热膨胀测量。

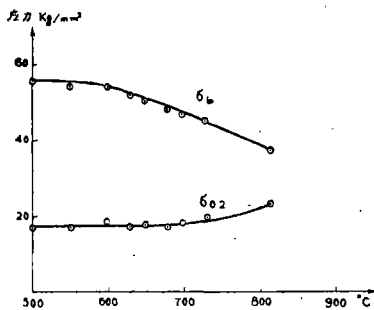
测定固溶处理后升温,在300°C、400°C、500°C、610°C、700°C等保温7小时再降至室温的膨胀曲线。

## 二、结果

(一) 拉伸试验 结果见表(2)和图(1)、(2)

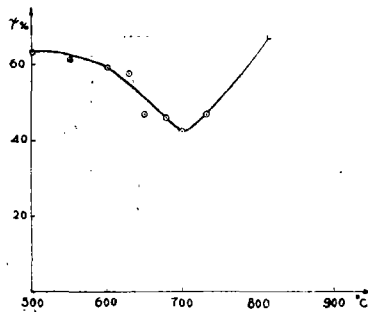
表(2)

316-691						316-675					
温度°C	$\delta\%$	$\psi\%$	$\sigma_{0.2}$ Kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_b$ Kg/mm <sup>2</sup>	Hb	温度°C	$\delta\%$	$\psi\%$	$\sigma_{0.2}$ Kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_b$ Kg/mm <sup>2</sup>	Hb
20	58.5	69.7	32.95	70.6	103	20	57.3	66.1	33.9	24	103
500	76.5	63.55	18	55.9	110	500	59.1	54.5	19.3	60.15	110
550	64.05	61.6	17.35	54.6	108	550	61.9	58.15	18.8	58.2	111
600	64.64	59.87	18.45	54	105	600	54.51	54.67	21.38	57.8	106
630	63.3	57.4	17.19	51.4	106	630	54.05	53.8	19.8	55.8	104
650	54.45	46.85	17.8	50.9	101	650	53.33	51.41	21.5	47.5	101
680	57.85	46.1	17.15	48.6	96.6	680	54	45.15	20.15	48.8	98.3
700	50.7	42.43	17.83	47.3	96.1	700	44.1	42.15	20.7	47.3	93.9
730	51.93	46.35	19.2	45.5	95	730	40.93	38.45	21.1	42.9	88.7
815	65.64	67.43	23.2	37.05	83.5	815	59.7	59.8	24.7	34.4	83.0



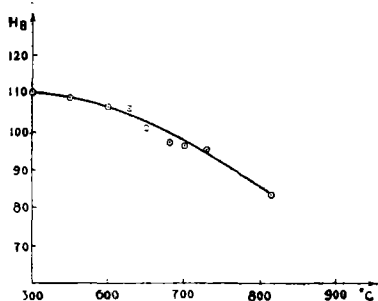
图一(a)

316-691 Hx合金经1180°C/45'  
固溶处理高拉的 $\sigma_{0.2}$ 、 $\sigma_b$ 曲线



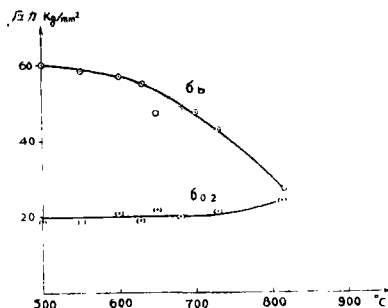
图一(b)

316-691 Hx合金经1180°C/45'  
固溶处理高拉的Z%曲线



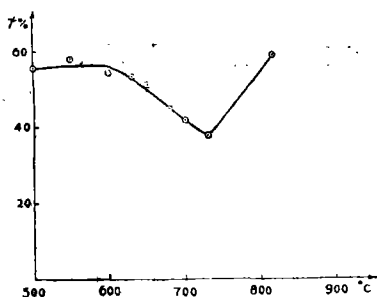
图一 (c)

316—691 Hx合金高拉试样  
形变部分布氏硬度曲线



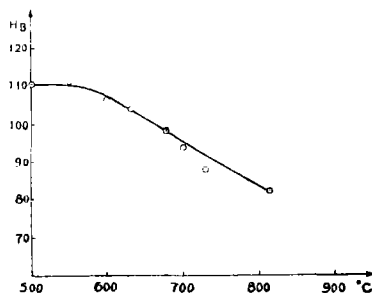
图二 (a)

316—975 Hx合金经1180°C/45'  
固溶处理高拉的σ<sub>0.2</sub>、σ<sub>b</sub>曲线



图二 (b)

316—675 Hx合金经1180°C/45'  
固溶处理高拉的Z%曲线



图二 (c)

316—675 Hx合金经高拉的试  
样形变部分布氏硬度曲线

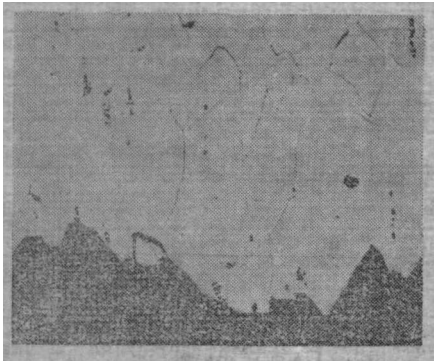
(二) 金相照片 (1)、(2)、(3)、(4)分别为 (316—391) 室温、650°C、700°C、730°C的拉伸断口的金相显微组织, 有以下特点。



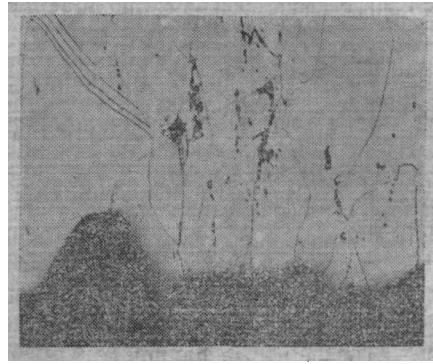
照片1 316—691室温拉伸断口,  
穿晶断裂(克劳浦腐蚀)



照片2 316—691650°C拉伸断口, 主  
要穿晶断裂(克劳浦腐蚀)



照片3 316—691 700°C拉伸断口  
主要沿晶界断裂(克劳浦腐蚀)

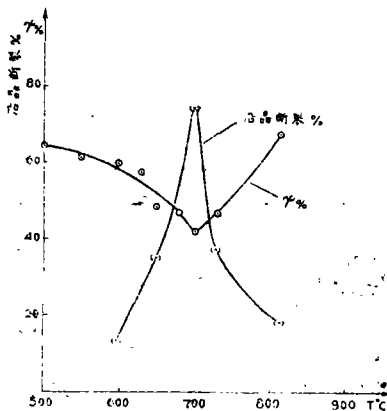


照片4 316—691 730°C拉伸断口  
主要穿晶断裂(克劳浦腐蚀)

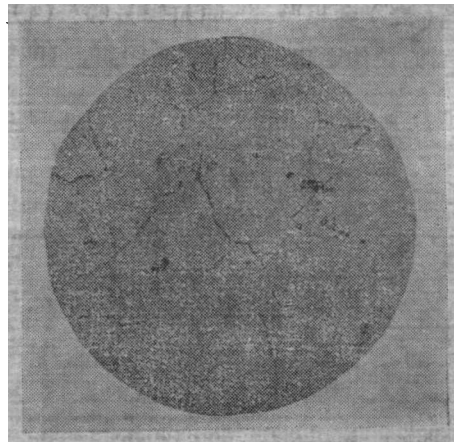
断口在500°C以下基本上为穿晶断裂；550°C以上逐渐出现沿晶断裂；随温度升高，沿晶断裂增加；到塑性最低的温度处(700°C)，沿晶断裂的比例最大。再随温度上升，沿晶断裂的比例下降。沿晶断裂的比例值见表(3)和图(3)

表 (3)

温度°C	20	500	550	600	650	680	700	730	815
沿晶断裂(%)	0	0	0	13	35	54	74	31	18
穿晶断裂(%)	100	100	100	87	65	46	26	69	82



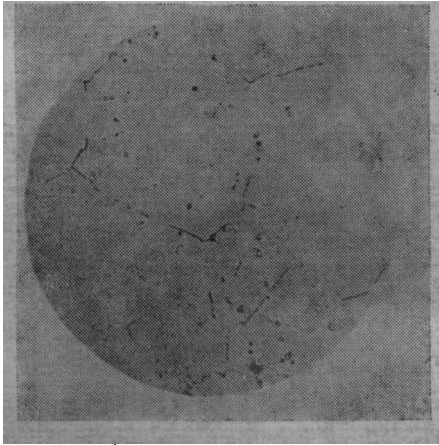
图三  
316—691 H<sub>x</sub>合金拉伸断口  
沿晶断裂%和Z%



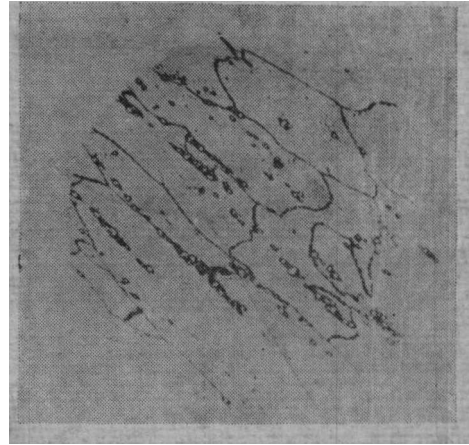
照片5  
316—691 拉伸形变部分显微组织及碳化物分布情况

从形变部分金相照片(5)、(6)、(7)看出：500℃开始有细小碳化物析出，随温度上升，碳化物析出量增加、颗粒变大；碳化物基本上分布在晶内。

在断口附近还进行了电子扫描的观察，结果与金相观察一致。



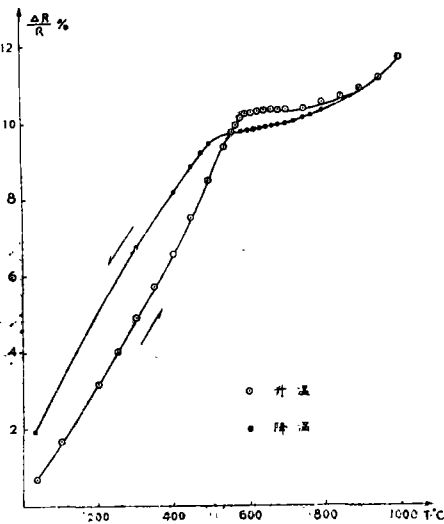
照片6  
316-691 650℃拉伸形变部分  
显微组织及碳化物析出分布情况



照片7  
319-691 815℃拉伸形变部分显  
微组织及碳化物分布情况

### (三) 电阻测量

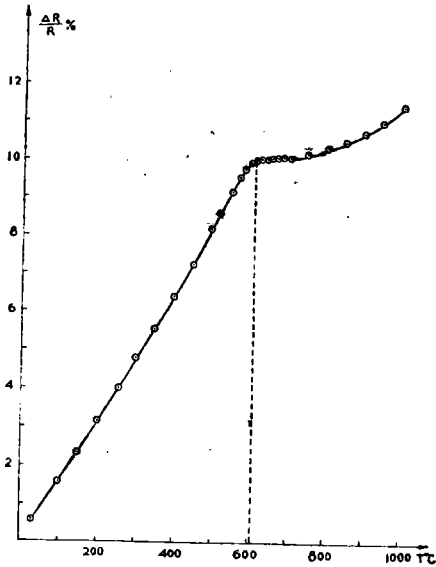
(1)从升—降温电阻曲线可知，电阻在400~800℃之间反常上升，在600℃附近出现一个峰值；降温过程中，电阻不沿原路下降，至室温后，较原固溶处理时高，结果见图(4)。



图四  
316-675 经1180℃/45'  
固溶处理 Hx 合金的电阻  
化曲线

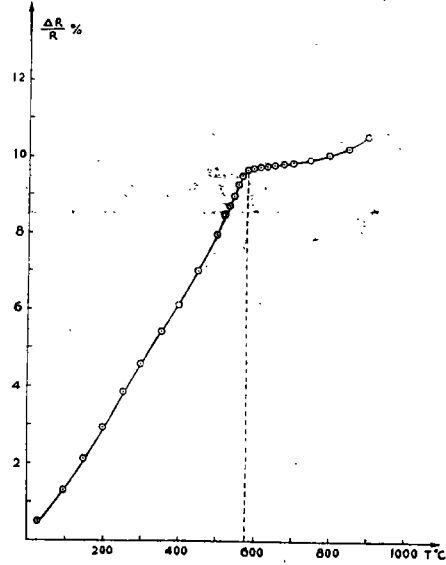
(2)改变升温速度对电阻峰值有影响。300°C/小时比600°C/小时的电阻峰值向高温方面移动了15~20°C,结果见图(5)。

(3)从保温的电阻变化曲线看出,愈接近峰值温度范围,就愈快趋向电阻的平衡值,结果见图(6)。



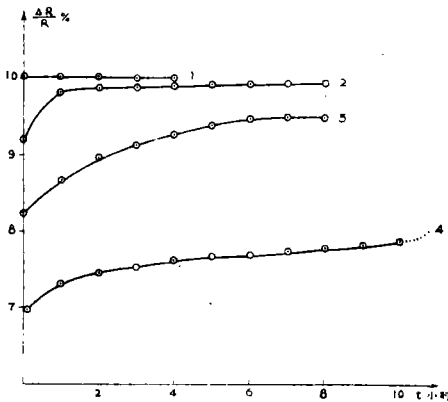
图五(a)

316—675 經1180°C/45' 固溶处理以300°C/小时升温速度H<sub>x</sub>合金的电阻变化曲线



图五(b)

316—674 經1180°C/45' 固溶处理以60°C/小时升温速度H<sub>x</sub>合金的电阻变化曲线



图六

316—671 H<sub>x</sub>合金經1180°C/45' 固溶处理, 在不同温度时效电阻的变化曲线

- ①.....450°C 时效4小时
- ②.....500°C 时效8小时
- ③.....550°C 时效8小时
- ④.....610°C 时效14小时

### 三、讨 论

(1)K—状态是一种不均匀固溶体，K—状态的重要性质是使合金的电阻反常增加，长度缩小，显微硬度增加。

图(4)为H<sub>x</sub>合金的升—降温电阻曲线。升温曲线在400°C以下，电阻随升温增大；在400~600°C范围，由于固溶体内部发生K—状态的转变，电阻反常增加，而在550~600°C时，K—状态形成得特别激烈；在650—1000°C，K—状态由部分到完全破坏，电阻温度曲线重新恢复正常。在降温过程中，由于冷却速度较慢，经过600°C左右重新又形成了K—状态，并在随后冷却过程中保留下来，因此，冷却曲线中电阻总是较升温曲线时高。

由于K—状态的形成是一个扩散过程，因此，升温速度也对K—状态的形成有影响。图(5)为不同升温速度的电阻变化曲线。从曲线可以看出，快速升温 and 慢速升温的电阻峰值所处的位置相差15~20°C。升温速度越快，扩散来不及进行，电阻峰值的位置向高温移动；升温速度慢，峰值出现在较低的温度处。

为了进一步确定K—状态的存在，我们测量了在300~700°C不同温度保温时间相同时，试样长度变化的情况(热膨胀变化曲线)，结果保证了这一过程的存在。合金在300°C保温时没有发生体积效应；在400~500°C时效时发现长度缩小，在这个温度范围内保温时，随着温度的升高(保温时间相同)，长度的缩小就越多。这表明温度越高，K—状态形成得越充分，在600°C以上时效时，在升温过程中，K状态已充分形成，因此保温不再发生长度的缩小。

电阻和热膨胀的实验结果都证明，试样在低于800°C时发现K—状态的形成过程，其结果使合金的电阻增大，长度缩小。

(2)、图(1)为316~675和316~691的 $\psi$ 与T的曲线，316—675的低塑性区的温度区间在730°C附近，316—691的低塑性区间在700°C附近。这表明，试样低塑性区随着炉号不同而有差异。

金相与力学性能测得，在700°C附近，随着温度上升，沿晶断裂比例增加，塑性下降，当沿晶断塑的比例最大时，塑性也达到最低点；温度再上升，塑性又增加，沿晶断裂的比例也随着减少。

上述结果清楚地表明，低塑性与晶界的相对减弱有关。问题是，在这个低塑的温度区域内，究竟是晶界弱化了，还是晶内强化了。

在某些情况下，一些脆性相在晶界上的析出，可能导致晶界的强度变弱。本试验的金相、电子扫描及形变后合金的电阻率测量结果表明，虽然在形变下有感生的碳化物析出，但并非优先在晶界上析出，所以由于脆性相在界晶析出而引起低塑性的可能性并不存在。

我们认为，较大的可能性，还是由于在低塑性区，晶内相对地强化了。是什么

原因引起强化,尚待进一步研究。

#### 四、结 论

1、H<sub>x</sub>合金存在低塑性区,塑性最低的温度约在700°C附近。炉号不同,塑性最低的温度有所不同。

2、低塑性区与合金沿晶断裂相对应,在低塑性区,塑性越小,沿晶断裂的比例就越大。

3、H<sub>x</sub>合金存在着K—状态,在600°C附近K—状态表现得最强烈。

4、H<sub>x</sub>合金在形变过程能感生碳化物的析出,这些碳化物基本上分布在晶粒内部。

5、所观察到的K—状态及应变感生析出的碳化物等现象,都不能与低塑性区直接联系起来。

(作者在工作过程中,曾得到上钢五厂二中室领导、工人、技术员的亲切关怀、支持和帮助。)