

Ti-5Al-2Mo-3Zr 合金的低温形变⁺

曹国英* 曹厚义* 刘长胜* 邓永瑞*

摘要: 对 Ti-523 合金由室温到-75℃之间的拉伸性能和形变行为作了系统研究,发现淬火态在-75℃拉伸仍保持高塑性,而经回火的试样则塑性较低。两者的强度在低温下均升高,可比室温强度高 10%。形变机理则由室温的滑移为主变为低温下的以孪生为主,交替温度可能在 -15℃~-30℃之间。低温形变出现一种双重“三孪晶”的取向关系,可能表示形变中各晶块间有很大的相对转动。

关键词: 钛合金,低温形变,孪晶

Deformation Mechanisms of Ti-5Al-2Mo-3Zr Alloy at low Temperatures

Cao Guoying* Cao Houyi* Liu Changsheng* Deng Yongrui*

ABSTRACT: This paper is to investigate the mechanical properties and deformation mechanisms at low temperatures of Ti-5Al-2Mo-3Zr alloy. The results showed that quenched samples kept their high plasticity until -75℃, while the tempered samples were with very low elongation. This means that alloying zirconium is beneficial to low temperature plasticity only when it is at solution state, but not at precipitation state. The deformation mechanism changed from slip to twin during testing temperature lowering. TEM observation showed a special morphology of double "triple twins", may indicating that the crystals rotated from each other a rather large angle during low temperature deformation.

KEY WORDS: titanium alloy, low temperature deformation, twin

Ti-5Al-2Mo-3Zr 是一个在研究发展中的结构钛合金^[1-3],有一定的应用前景。本文的目的是要研究此合金在低温下的拉伸性能和形变方式,因而进行了一系列低温拉伸试验,并用电镜观察断口附近的组织形貌。

1992-06-17 收稿

* 材料科学与工程系(Department of Materials Science and Engineering)

+冶金工业部教育司理论研究基金资助项目

第一作者 曹国英 男 27 硕士生 现在国家教委工作

1 实验方法

合金用高纯原料经两次自耗真空熔化,在 1 000℃ 锻造、950℃ 轧制,其详细的工艺过程见文献^[1-3]。拉伸试样按 GB-228-87 的 $\Phi 5\text{mm}$ 标距 30mm 的标准试样,拉伸温度为:室温 (18℃)、0℃、-15℃、-30℃、-45℃、-60℃ 和 -75℃。另用 6mm × 6mm 断面的方形试样,在抛光后弯曲,以观察表面的形变特征。拉断的断口处先用扫描电镜观察,然后取样作透射电镜观察。透射电镜薄膜试样的双喷电解液为:高氯酸:正丁醇:甲醇 = 1:6:1,温度低于 -35℃,双喷电压 7.5V。试样的热处理有两种,一为 950℃ 保温 1h 后淬入水中;另一种为淬火后再在 500℃ 4h 回火。

2 实验结果

2.1 拉伸试验

淬火试样(记作 A 组)和淬火加回火(记作 B 组)试样在室温和 -75℃ 的位伸性能如表 1 所示。

表 1 两种热处理后的性能

Table 1 Properties after two heat treatments

实验 条件	性能	A 组 (淬火)			B 组 (淬火加回火)		
		No.1	No.2	平均	No.3	No.4	平均
室温	$\sigma_{0.2}, \text{MPa}$	989	1 020	1 005	1 110	1 070	1 090
	σ_b, MPa	1 060	1 120	1 090	1 160	1 140	1 150
18℃	$\delta_5, \%$	14.4	14.4	14.4	12.0	7.6	9.8
低温	$\sigma_{0.2}, \text{MPa}$	1 100	1 110	1 105	1 230	1 280	1 255
	σ_b, MPa	1 210	1 200	1 205	1 260	1 320	1 290
-75℃	$\delta_5, \%$	13.2	13.2	13.2	4.0	4.0	4.0

可以看出, Ti-523 合金淬火后,若经适当回火,则室温强度明显提高,但塑性有所下降。按过去对这一合金的研究^[1-3]如果改变回火工艺,塑性是可能保持的。更为重要的是: A 组试样在 -75℃ 的强度提高约 1/10 而塑性相应下降 1/10,但仍保持相当高的水平 ($\delta_5 > 13\%$),这在低温塑性较好的钛合金中,也是难得的。B 组试样,低温强度升高 1/10 的同时,延伸率几乎下降了 60%,说明在回火中析出的细小新相,对低温塑性有很不利的影响。C 组试样(淬火)在不同低温下的强度如表 2 所示。可以看出,强度是逐渐升高的。

表 2 不同温度下的屈服强度

Table 2 Yield stresses at different temperatures

试验温度℃	$\sigma_{0.2}, \text{MPa}$		
	No.5	No.6	平均
0	1 010	1 030	1 020
-15	1 010	1 000	1 005
-30	1 050	1 030	1 040
-45	1 080	1 100	1 090
-60	1 100	1 100	1 100

2.2 形变后的表面观察

图 2 示出试样抛光后,经轻微弯曲形变后的形貌。可以看出,形变相当均匀,滑移带在各区(不同晶粒或不同相)成同一位向,不同区则成一定的角度分布。另一个很重要的特点是滑移带不明锐,说明是系滑移和交叉滑移的结果,这与钛合金因轴比 $c/a = 1.588$, 小于 1.633, 因而滑移系较多有关。

2.3 断口观察

图 2 示出断口的扫描电镜形貌。图 2a 为淬火后在室温拉伸的断口，呈细小韧窝状，明显是韧性断裂。而 -75°C 的断口，也是细小均匀的韧窝，图 2b 是淬火加回火后在 -75°C 的断口，明显看出不均匀性，有些深坑可能是回火析出物引起。

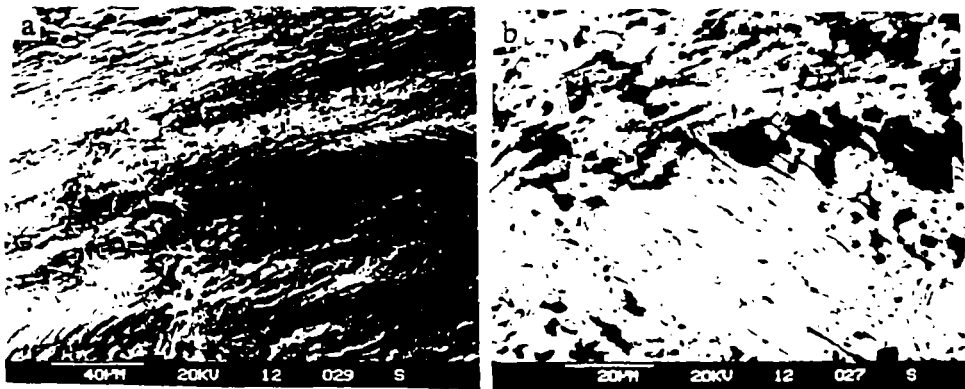


图 1 抛光表面在轻微弯曲后的扫描电镜形貌

Fig.1 SEM morphology of polished surface after slightly bending

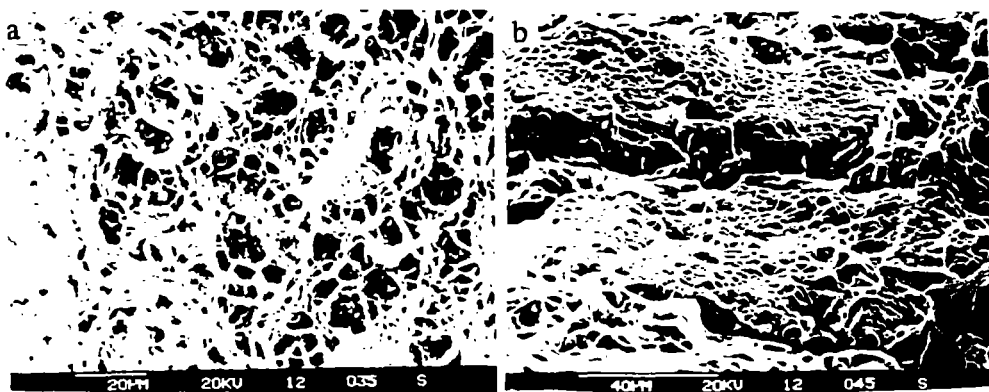


图 2 拉伸后的断口

(a)淬火试样(室温); (b)淬火加回火试样(-75°C)

Fig.2 Fractures after tensile tests

2.4 透射电镜观察

透射电镜的薄膜试样取自断口处的高应变区，观察的结果可以归纳为 3 组：(1) α 相块状组织的碎化；(2) 室温和低温形变后不同的位错（及滑移带）组态；(3) 低温形变后复杂多重孪晶。试样均为淬火态。

图 3 显示出形变前后 α 相块状组织的碎化。图 3a 为形变前的典型形貌，为细小针状和板条马氏体（过饱和密排六方点阵）的基体上分布的大片块 α 相（密排六方点阵）。图 3b 示出室温拉伸后的典型形貌，显著的特点是 α 相成大体等轴的块状。图 3c 示出 -75°C 拉断处的典型貌，此时不但 α 相的等轴化碎化趋势更为明显，而且马氏体的“自调节变体集团(self-accommodating variants)”也有等轴化的趋势，而且马氏体片的针状特征减少，

板条特征增加, 明显显示内部大量位错的运动和重新排列。

图 4a 示出室温拉伸后的滑移带, 图 4b 示出局部集中分布的位错带, 可以看出室温下形变是滑移起主导作用的。图 4c 示出 -75°C 形变的位错分布, 特点是均匀分散, 量也很少, 不可能给出很大的形变量。

图 5 示出 -75°C 拉伸后断口附近的孪晶形貌, 图 5a 中可见到复杂的孪晶形貌, 图 5b 是其局部放大后的明场, 图 5c 是选区衍射图。可见看出, 低温形变后, 孪晶大量出现, 是塑性形变的主要方式。此外, 标定图示出, 在复杂的孪晶部位, 出现“三孪晶”取向, 即围绕公共 $[11\bar{2}0]$ 轴互成 120° 配置, 两两互成 $\{10\bar{1}1\} < \bar{1}012 >$ 的孪晶组合。更有甚者, 这里出现两组相差约 15° 的三孪晶取向, 即双重三孪晶取向关系。

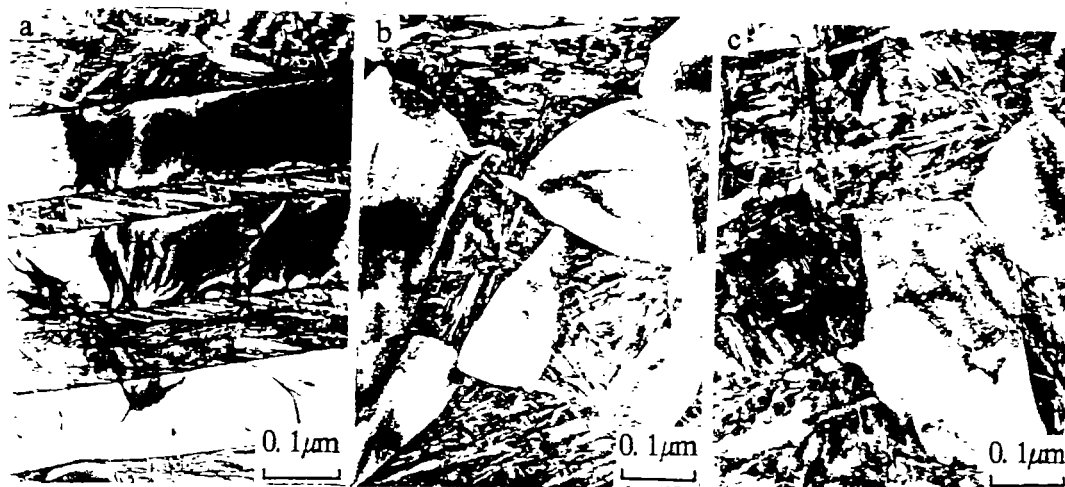


图 3 淬火试样的 TEM 形貌

(a)形变前(室温);(B)形变后(室温);(c)形变后(-75°C)

Fig.3 TEM morphology of quenched samples

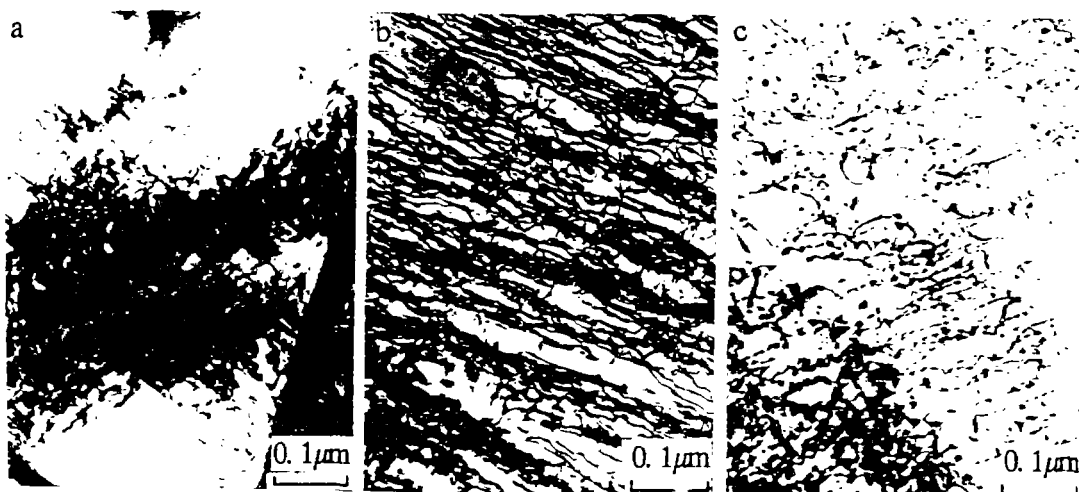


图 4 形变后 α 相的透射电镜形貌

(a)室温形变后的滑移带; (b)集中分布的位错线(室温); (c)均匀分布的位错线(-75°C)

Fig.4 TEM morphology of α phase after deformation

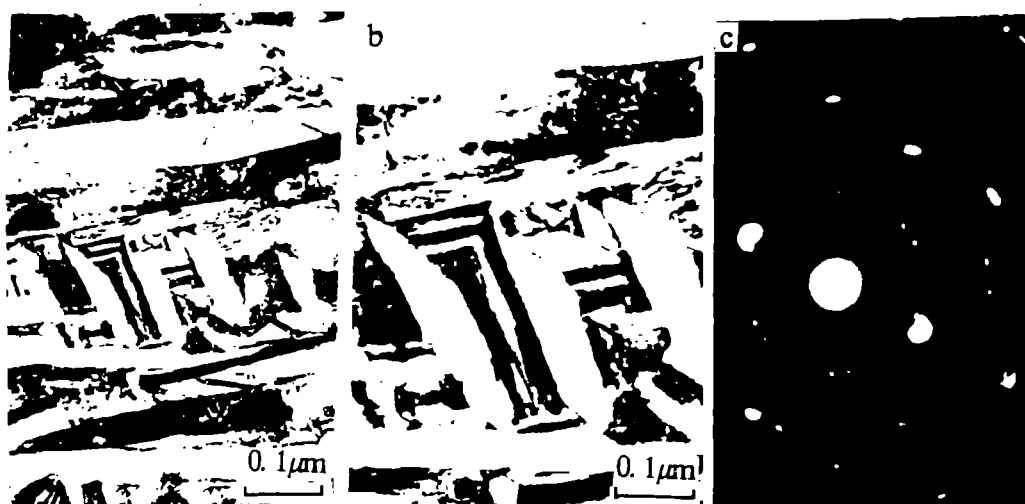


图5 -75℃形变后的孪晶形貌

(a)复杂的孪晶形貌 (b)局部放大的明场相 (c)选区衍射图

Fig.5 Twin morphology after -75℃ deformation

3 讨 论

对 Ti-523 合金过去的研究表明^[4], 这一合金低温下塑性明显高于 Ti6Al4V 合金, 当时认为是 Zr 的良好作用。本文的研究表明, 低温下的塑性与是否回火有关。换言之, 500℃ 4h 回火后, 低温塑性与 Ti6Al4V 相近, 而淬火后不回火, 则低温塑性甚好。这可能表明 Zr 的有利作用是在合金成固溶状态时表现突出, 而在出现细小的脱溶粒子后, 这种有利作用就消逝了。脱溶过程的研究见^[5,6]。

Ti-523 合金在降低温度时强度上升, 这不但与原子之间结合加强(热运动减小, 弹性模量上升)有关, 而且与形变方式的变化有关, 即由以滑移为主变为以孪生为主。由于这一合金的有效滑移系较多, 因而这种过渡是圆滑地而不是突变地发生, 因而性能逐渐变化, 但仍可看出, 形变方式的交替, 主要发生在-15~-30℃的温度范围。

在低温下的形变, 出现双重三孪晶取向。过去曾详细讨论过三孪晶的成因和条件^[7], 但从未观察到过这种双重三孪晶取向, 更未见报导。自然地推定这种形态是-75℃形变过程中产生, 即原来形变前的单重三孪晶碎裂旋转而成。如果确是这样, 则可推断在形变过程晶块之间相对转动的角度, 可以高过 15°, 即双重三孪晶的差角。可见形变程度是很剧烈的, 这也可以解释 α 相片块的碎化过程。

4 结 论

Ti-523 合金的低温形变, 有如下特点:

(1) 若为固溶状态, 由于 Zr 的有利作用, 低至-75℃ 仍保持很高的塑性。若有脱溶粒子

析出, 则 Zr 的有利作用消失, 低温塑性较差。

- (2) 室温形变, 以滑移为主要方式, 位错呈局部集中的分布, 表面的波纹状浮凸表明多系滑移的特征。而低温形变以孪生为主, 出现大量 $\{1\ 0\ \bar{1}\ 1\} <\bar{1}\ 0\ 1\ 2>$ 的形变孪晶。
- (3) 低温形变孪晶, 出现双重三孪晶的取向关系, 两重孪晶相差 15° , 由此推定在低温形变过程中, 各晶块间有可能发生相对转动, 转动角可能高过 15° 。

参 考 文 献

- 1 Deng Y, Qiu D. Proceedings of 6th World Conference on Titanium, France, 1988, 6: 211-16
- 2 Deng Y, Qiu D, Gao L. Rare Metals, 1989, 8(3): 27-32
- 3 Deng Y, Qiu D, Qin Z. 北京科技大学学报, 1989, 11(6): 568-574
- 4 邱东耀. 北京科技大学硕士论文, 1987
- 5 Deng Y, Mao P, Xu J. Journal of Heat Treating, 1990, 8(2): 121-127
- 6 邓永瑞, 秦泽华. 钛科学与工程(全国第七届钛学术会议文集), 1991, 7: 450-51, 699-701
- 7 邓永瑞, 秦泽华. 稀有金属材料及工程, 1990, 3: 16-21