

5. В. И. Альпиц, Е. В. Даринская, М. В. Колдаева, Е. А. Петржиж, Кристаллография, 48, 826–854 (2003).
6. Ю. И. Головин, ФТТ 46, 769–803 (2004).
7. Р. Б. Моргунов, УФН 174, № 2, 131–153 (2004).
8. А. А. Урусовская, В. И. Альпиц, А. Е. Смирнов, Н. Н. Беккауер, Кристаллография 48, 855–872 (2003).
9. А. Л. Бучаченко, Р. З. Сагдеев, К. М. Салихов, Магнитные и спиновые эффекты в химических реакциях. Новосибирск: Наука, 1978. 296 с.
10. Н. Л. Сизова, Л. А. Лутфуллаева, В. Р. Регель, С. И. Дохновская, И. М. Сильверстова, Г. С. Беликова, Т. Н. Турская, Кристаллография 37, 1047 (1992).

УДК 669.295:539.52(438)

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧНОМ ТЕЧЕНИИ СПЛАВОВ

Аубакирова Р. К.

*Институт космических исследований,
Алматы, Казахстан*

Для инициирования и развития эффекта сверхпластичности в металлах и сплавах применяется предварительная подготовка материала путём термической или термомеханической обработки. При этом одновременно с резким повышением пластичности металлов происходит сильное снижение их прочности [1]. Существенный интерес представляет изучение дальнейшего поведения металлов, их механические свойства и структура как в процессе сверхпластической деформации, так и после неё т. к. это предопределяет впоследствии служебные свойства изделий.

Эксперименты проводились на сплаве титана с 5% алюминия 1,5% ванадия и 1,2% молибдена в различных исходных состояниях: отожжённом, горячекованном с закалкой, закалённом из верхнего интервала температур α - фазы, из $(\alpha + \beta)$ и из β - области. Растяжение образцов проводилось в диапазоне температур от 800 до 1050°C с различными скоростями деформации. В ходе пластического деформирования проводилась фиксация размеров образца с одновременным измерением действующего усилия по методике [2] для построения кривых истинных напряжений течения. После разрыва половинки образцов закаливали в ледяной воде, а затем готовили продольные шлифы для изучения микроструктуры. Это позволяет проследить изменение микростроения образца при постоянной температуре, начиная от недеформированной головки вплоть до места разрушения, оценивая влияние степени пластической деформации на строение сплава.

Результаты экспериментов показали, что сверхпластичность в сплаве Ti–Al–V–Mo наблюдается в температурном интервале от 850 до 1000°C, причём возникновение и развитие эффекта очень сильно зависит от исходного состояния материала. Наибольшая пластичность достигается у горячекованных мелкозернистых образцов (рис. 1 кривая 2), достаточно высокие показатели отмечаются у закалённых сплавов и самое слабое проявление сверхпластичности наблюдается у равновесных отожженных образцов.

Исследуемые сплавы относятся к классу «бегированных» или «псевдо»-твёрдых растворов, т.е. это α -сплавы титана с малым содержанием второй фазы и с достаточно

широкой температурной областью ($\alpha + \beta$). Именно на эту область и приходится интервал развития эффекта сверхпластичности, причём на кривой зависимости удлинения от температуры чётко выделяются два всплеска. Один из них связан с полиморфным переходом титана $\alpha \leftrightarrow \beta$ вблизи 882°C , второй приближен к переходу в β -область, т.е. это эффект сверхпластичности превращения. Максимальные значения удлинения во всплесках пластичности достигают 445% и 425%, что является очень большой величиной для высоколегированных жаропрочных сплавов.

В равновесном отожжённом сплаве эффект сверхпластичности развивается очень слабо, на температурной кривой удлинения (рис. 1, кривая 1) наблюдаются небольшие всплески, где максимальное значение пластичности 110% приходится на область температур около 900°C , т.е. вблизи точки полиморфного превращения титана.

Предел прочности сплава с нагревом снижается до очень малых значений при высоких температурах, при этом сопротивление деформированию горячекованных образцов намного ниже, чем у отожжённых (рис. 2). Кривые истинных напряжений течения в сплавах Ti-Al-V-Mo представляют собой, как правило, диаграммы одного рода, просто оборванные разрушением на разных этапах деформирования. На рисунке 3 приведены типичные кривые течения сплава в разных состояниях, общим для которых является рост напряжений вплоть до точки σ_1 — порога «локализации деформации» по определению данному ранее в [2].

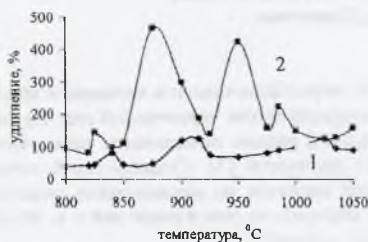


Рис. 1. Температурная зависимость удлинения образцов сплава Ti-Al-V-Mo, 1 — отожжённое состояние, 2 — горячекованное состояние. Скорость растяжения 4 мм/мин

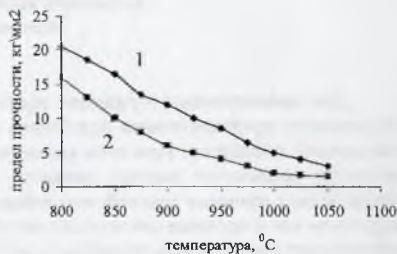


Рис. 2. Температурная зависимость предела прочности образцов сплава Ti-Al-V-Mo, 1 — отожжённое состояние, 2 — горячекованное состояние. Скорость растяжения 4 мм/мин

Далее следует значительное разупрочнение материала, при котором деформация продолжается в случае сверхпластичности (рис. 3а) при малых изменениях сопротивления деформированию, их небольшой осцилляции, а затем, при достижении удлинения более 100-200% начинается период резкого упрочнения до «порога разрушения» σ_2 при одновременном сильном ускорении локализации деформации.

Некоторой разновидностью этой основной кривой являются те, что изображены на рис. 3 пунктирной линией. У них завершающий этап деформации связан с разупрочнением, с активной локализацией деформации. В исследуемом интервале температур одновременно с деформацией развивается и фазовое превращение. Вследствие этого кривые течения представляют собой отражение взаимодействия этих двух процессов. Особые точки на кривых течения (максимумы, осцилляции, резкое возрастание показателей с деформацией) являются следствием, как развития локализации деформации, так и протекания превращения

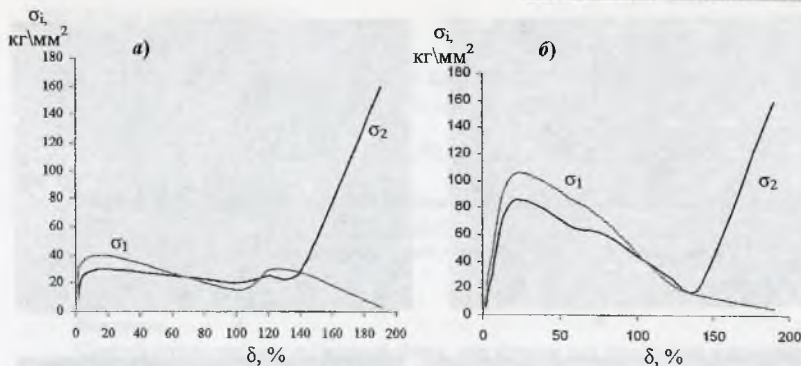


Рис. 3. Типичные кривые истинных напряжений течения при растяжении образцов сплава Ti-Al-V-Mo в области температур 800–1000°C для образцов в горячекованном (а) и отожжённом (б) состояниях

Влияние всех этих факторов – скорости деформации локализации её, температуры и фазовых переходов, на микроструктуру образцов весьма велико (рис. 3). Микростроение сплава Ti-Al-V-Mo в головках (рис. 4а) характеризуется двумя модификациями фаз, каждая из которых несёт на себе последствия, как закалки, так и горячейковки. Это остатки α -фазы, сохранившейся или выделившейся в процессековки при высокой температуре, зёрна которой имеют достаточно чётко выраженные границы, и раздробленные небольшие пластинчатые колонии превращенной β -фазы между ними. Увеличение температуры приводит к образованию мелкодисперсной глобулярной структуры (рисунок 4б, в).

Текущая деформация ещё в большей мере, чем повышение температуры, способствует перекристаллизации сплава. По мере увеличения степени деформации, т.е. при перемещении от недеформированной головки к месту разрушения разорванного образца видно глубокое изменение микроструктуры сплава (рис. 4 в, г). Перекристаллизация идёт в направлении выравнивания структуры. Сначала рассыпаются границы α -кристаллов, они вытягиваются вдоль оси растяжения, одновременно происходит дробление пластинок между ними, затем по мере приближения к области шейки структура становится более однородной, мелкозернистой, глобулярной (рис. 4в), одновременно появляется пористость. Поры возникают в начале локализации деформации и по мере её сосредоточения активно растут количественно и по размерам, вытягиваясь в направлении поверхности разрушения и образуя своеобразные каналы (рис. 4г). Пористость, как правило, связана с окончательной перекристаллизацией сплава, которая в свою очередь наиболее интенсивна в зоне локализации деформации.

Образование пор происходит лишь в очаге локализации деформации, т.е. там, где наиболее интенсивно взаимодействие развивающихся в сплаве фазовых или структурных превращений и пластической деформации. Возникновение пористости связано, скорее всего, с объёмным эффектом превращения, когда во время деформации развивается полиморфный переход $\alpha \leftrightarrow \beta$, меняется плотность металла и коагуляция образующихся вакансий приводит к пористости.

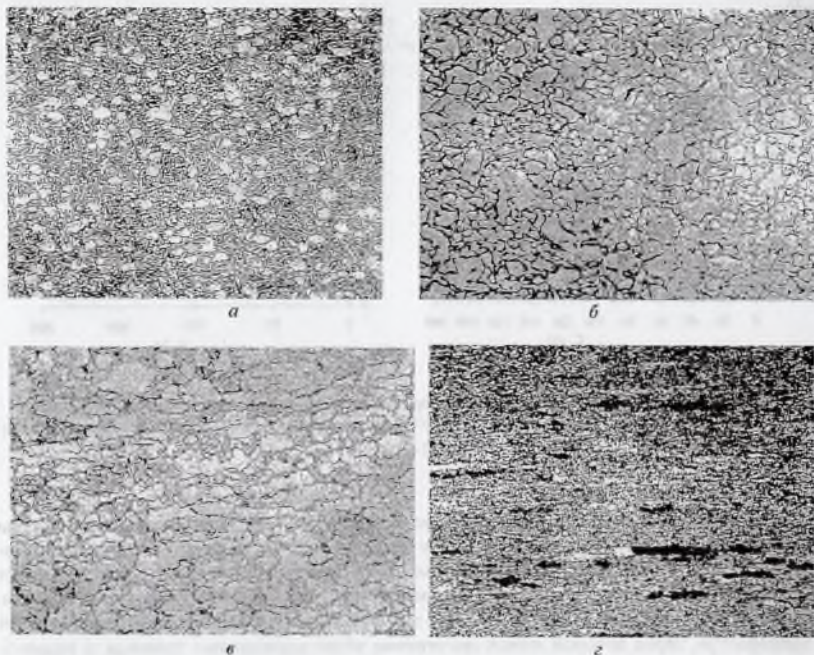


Рис. 4. Микроструктура сплава Ti-41-V-Mo в недеформированных головках образцов (а, б), при высоких степенях деформации (в) и вблизи очага разрушения (г). Температуры: 900 (а), 1000 °С (б, в, г). $\times 100$ (а), 300 (г), 600 (б, в)

Обобщение всего экспериментального материала по свойствам сложнолегированных титановых сплавов приводит к выводу о том, что при промышленном использовании явления сверхпластичности инициирование его возможно путём термической и термомеханической обработки или при условии выявления реальных температурных интервалов всплесков пластичности, подбором оптимальных скоростей, учётом развития пористости и локализации деформации, а также неизотермичности производственных процессов обработки металлов давлением.

Список литературы

1. Аубакирова Р.К., Пресняков А.А., Ушков С.С., Байдельдинова А.Н. Сверхпластичность некоторых титановых сплавов. Наука. Алма-Ата. 1987. 212 с
2. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К. Сверхпластичность металлических материалов. Наука. Алма-Ата. 1982. 232 с