

УДК 621.762.55

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПРИ ЛАЗЕРНОМ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ

Головко Л.Ф., Лутай А.М., Кагляк А. Д., Гончарук А.А.
КПИ им. Игоря Сикорского, Киев, Украина

Аннотация: Титан и его сплавы обладают значительно большей способностью к холодной деформации, чем другие металлы с гексагональной кристаллической структурой, например магний, кадмий. Не смотря на это проведение холодной деформации большинства титановых сплавов при таких технологических процессах, как холодная листовая штамповка (ХЛШ), связано со многими трудностями. При ЛФ по указанным режимам в заготовке формируются области сплава с недопустимым снижением прочностных характеристик. Для предотвращения образования таких зон необходимо использовать лазерное излучение с максимумом интенсивности на периферии луча.

Ключевые слова: титан, фазовые превращения, лазерное формообразование, тонкостенная деталь

Средне- и высоколегированные двухфазные $\alpha+\beta$ -сплавы практически не поддаются холодной деформации из-за высокого сопротивления деформации, интенсивного деформационного упрочнения, склонности к растрескиванию и разрывам. Даже малолегированные сплавы имеют пластичность при холодной штамповке в 2–3 раза меньшую, чем нержавеющие аустенитные стали. Для титановых сплавов характерно повышенное значение отношения предела текучести к модулю упругости и, как следствие этого, большая упругая отдача (пружинение) деформируемого металла, что значительно снижает точность воспроизведения формы деталей при ХЛШ [1]. Развиваемая в последние годы технология лазерного формообразования (ЛФ) тонкостенных изделий исключает эффект отдачи для конструкций из любых материалов [2].

Механизм градиента температур (МГТ), один из основных в ЛФ, наиболее эффективен при реализации в заготовке высокого градиента температур по нормали к ее поверхности при воздействии лазерного луча. Величина градиента температуры определяется температуропроводностью сплава. Значения теплопроводности, теплоемкости, плотности титана и его сплавов таковы, что их температуропроводность примерно в 15 раз ниже, чем у алюминиевых сплавов, и в 3,5 раза меньше, чем у сталей. Следовательно, ЛФ конструкций из сплавов титана может быть эффективной и производительной технологией, а в малосерийном производстве значительно более экономичной по сравнению с ХЛШ, для реализации которой необходимо изготовление дорогостоящих штампов. Экспериментальные исследования зависимостей угла сгибания (φ) заготовок из сплава Ti-6Al-4V от параметров лазерной обработки, плотности мощности излучения (P) и скорости обработки (V), подтвердили большую, в сравнении с аустенитной сталью и сплавами алюминия, эффективность МГТ, как при использовании излучения с длиной волны $\lambda=10,6$ мкм, так и при $\lambda=1,06$ мкм [2,3]. В работах [2- 4] представлены результаты изготовления деталей различных форм из сплавов титана. Причем в ряде работ [3,4] диаметр лазерного луча на заготовке (d) изменялся в пределах 6 – 9 мм при практически таких же расстояниях между соседними дорожками и толщинах заготовок (h) равных 0,5 – 3мм. Следовательно, значительный объем сформированного изделия проходил многократную циклическую термическую обработку с характерными для лазерной обработки высокими скоростями нагрева и охлаждения. Известно, что указанный сплав относится к двухфазным ($\alpha+\beta$) сплавам мартенситного класса и после обычной печной закалки от температуры $t=950^{\circ}\text{C}$ состоит либо из α' либо α'' фаз, причем последняя фаза имеет низкую твердость и снижает, как предел текучести (σ_T), так и предел прочности сплава (σ_B). Подчеркнем, что печная закалка от выше приведенных температур изменяет фазовый состав сплава [1]. Это означает, что, характерная для лазерной

обработке неоднородность температур по осям Z и Y может приводить к формированию в ЗТВ зон с различным фазовым составом.

Известно, что фазовый состав термически обработанного сплава Ti-6Al-4V и его микроструктура определяет его прочностные характеристики. Следовательно, конструкция, полученная методом ЛФ из листовых заготовок сплава Ti-6Al-4V состоит из объемов материала со свойствами исходной заготовки и больших участков с существенно иной структурой и механическими свойствами. Между тем известно, что ведущие самолетостроительные предприятия (EADS, AIRBUS), широко использующие сплав Ti-6Al-4V для изготовления различных деталей, допускают отклонения в свойствах материала в зоне обработки относительно свойств базового не более чем на 10%. Исключить разупрочнение сплава в ЗТВ можно выбором параметров ЛФ, при которых структурно – фазовое состояние ЗТВ заготовки остается неизменным либо формируется структура с более высокими значениями прочностных характеристик. Подчеркнем, что в работах по ЛФ изделий из титановых сплавов исследования структуры и механических свойств сплава в зоне термического влияния после различного количества проходов практически не проводились. В работы [5] предложена следующая модифицированная зависимость Воллертсена для угла сгибания.

$$\Phi = b/h(\alpha\Delta T - 2\sigma_T/E) \quad (1)$$

где b – ширина лазерной дорожки, h – толщина заготовки, α – коэффициент теплового расширения, ΔT – разница между максимальными температурами верхней и нижней поверхностями заготовки E – модуль Юнга сплава.

Из соотношения (1) следует, что для каждого последующего прохода лазерного луча значение Φ зависит, в частности и от величины предела текучести материала, полученного в результате предыдущих проходов. Следовательно, процесс ЛФ непосредственно зависит от структурно – фазовых превращений, протекающий в ЗТВ сплава.

Цель работы – методами рентгеноструктурного и микродюрOMETрического анализа определить диапазон параметров ЛФ конструкций из сплава Ti-6Al-4V, которые незначительно (в пределах 10%) изменяют механические свойства исходной заготовки.

Образцы сплава Ti-6Al-4V размерами $80 \times 80 \times 2 \text{ мм}^3$ обрабатывались излучением YAG: Nd лазера по схеме, представленной рис. 1 на двух режимах, при которых в одном случае мощность излучения составляла $P_1 = 800 \text{ Вт}$, скорость обработки $V_1 = 60 \text{ мм/с}$, в другом - $P_2 = 400 \text{ Вт}$, $V_2 = 30 \text{ мм/с}$, при постоянном значении диаметра зоны фокусирования пучка $d = 5 \text{ мм}$. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре Rigaku Ultima IV в $\text{CuK}\alpha$ излучении. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ – 3 при нагрузках 20 - 100г.

Из дифрактограммы, следует, что исходный сплав состоит из α – фазы с гексагональной плотноупакованной решеткой и β – фазы с объемноцентрированной кубической решеткой. Расчет массовой доли α – фазы (M_α), проведенный по соотношению (2) [4] дает значение $M_\alpha = 0,28$.

$$I_\beta/I_\alpha = 1,67(1 - M_\alpha)/M_\alpha \quad (2)$$

где I_β и I_α – интегральные интенсивности интерференционных максимумов (110) и (110) соответственно.

При печном нагреве до температуры $T > 1280 \text{ К}$ сплав состоит из β – фазы, при охлаждении которой со скоростью выше критической ($V_{кр} = 450^\circ \text{C/с}$) в интервале температур $M_s - T_s$ могут образовываться две метастабильные мартенситные фазы α' и α'' .

Первая представляет собой пересыщенный твердый раствор замещения Al, V и Fe в α Ti и имеет ту же гексагональную плотноупакованную решетку, что и α – фаза с близкими параметрами кристаллической решетки и потому рентгенографически трудно различимы. Мартенситная α' фаза имеет максимальную микротвердость среди стабильных и метастабильных фаз в $(\alpha + \beta)$ – сплавах и отличается лишь увеличенным размытием

интерференционных максимумов, что учитывается в последующем фазовом анализе. Поэтому приводимые ниже данные количественного фазового анализа дают информацию о суммарном количестве $\alpha + \alpha'$ – фаз. Мартенситная фаза α' имеет орторомбическую решетку и ее дифрактограмма отличается от дифрактограммы α – фазы расщеплением некоторых линий, что позволяет ее идентифицировать. Подчеркнем, что переход от α' – к α'' структуре сопровождается уменьшением σ_T , σ_B , и твердости сплава.

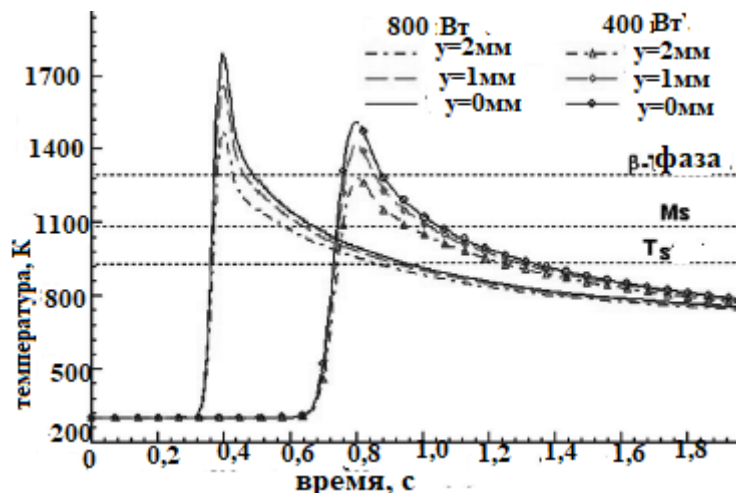


Рис.1. Рассчитанные термические циклы на поверхности образца при $X=20\text{мм}$ (T_β – температура начала растворения α – фазы, M_s – температура начала мартенситного превращения)

Из рис. 1 следует, что на поверхности образца оба режима обработки обеспечивают условия, необходимые для формирования мартенситной α' фазы (нагрев в область β – фазы и охлаждение со скоростью выше критической) на полосе шириной $d_1=4\text{мм}$. Результаты фазового анализа и измерения микротвердости подтверждают расчет – в указанной зоне образуется α' – фаза с высокой микротвердостью (рис.4). На полосе поверхности, отстоящей от оси лазерного луча на величину $3...7\text{мм}$ формируется две фазы $\alpha'' + \beta$, что приводит к снижению микротвердости ниже допустимого уровня (рис.2). При последующих проходах указанная многофазная структура ЗТВ повторно нагревается до температуры выше T_β .

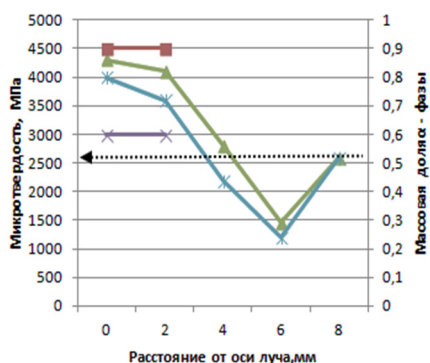


Рис.2. Зависимость количества α' – фазы и микротвердости поверхностного расстояния от оси слоя заготовки от луча

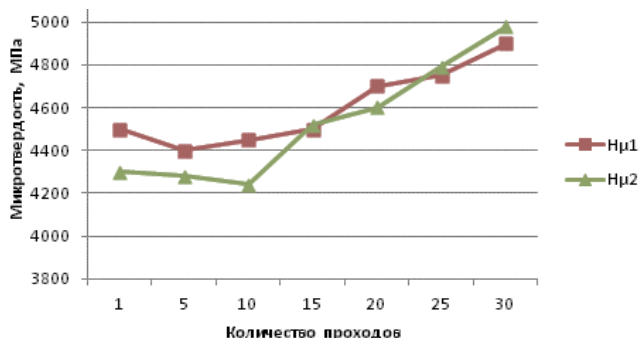


Рис.3. Зависимость микротвердости лазерной дорожки ($Y=0$) от количества проходов

При печном нагреве мартенситная фаза испытывает обратное мартенситное превращение $\alpha' \rightarrow \beta$ с гистерезисом $50...100^\circ\text{C}$ по сравнению с прямым превращением.

Результаты, представленные на рис.3, позволяют утверждать, что тот же процесс проходит при повторных проходах при ЛФ. Рост микротвердости с увеличением количества проходов объясняется старением α' –фазы, которое инициировано фазовыми превращениями и пластической деформацией проходимой в ЗТВ при ЛФ,

Выводы. При ЛФ по указанным режимам в заготовке формируются области сплава с недопустимым снижением прочностных характеристик. Для предотвращения образования таких зон необходимо использовать лазерное излучение с максимумом интенсивности на периферии луча.

Список литературы:

1. *Ber V.I. and Sidel'nikov S.B. (2012), Tehnologija listovoj shtampovki [Technology sheet metal forming], Siberian Federal University, Krasnoyarsk, Russia.*
 2. *Edwardson S P., Griffiths J., Sheikholeslami G., Clark S., and Dearden G. (2014). "Optimization of beam mode for high efficiency laser thermal forming within metallurgical constraints. Physics Procedia, vol. 56, pp.1392 -1399*
 3. *Gao H., Sheikholeslami G. and Edwardson S. P. (2017), "Reverse analysis of scan strategies for controlled 3D laser forming of sheet metal", Procedia Engineering vol. 183, pp.369 – 374*
 4. *Kishida, K., Aoyama, H., Matsushita, N. and Ushimaru, A. (2014). "Curved surfaces forming of sheet material by laser irradiation", Advanced Materials Research; vol. 1017, pp. 788-793*
 5. *Головко, Л. Ф. Моделирование процесса бесконтактной лазерной деформации адаптивным методом [Текст] / Л. Ф. Головко, С. О. Лукьяненко, И. Ю. Михайлова, В. А. Третьяк // Электронное моделирование / Институт проблем моделирования в энергетике им. Г.Е. Пухова НАН Украины. - 2011. - Вып. 3, Том 33. - С. 71-84.*
-