

УДК: 621.77.01

DOI: 10.17073/0021-3438-2015-1-49-56

АНАЛИТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ШТАМПОВКЕ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

© 2015 г. **В.А. Костышев, А.И. Хаймович**Самарский государственный аэрокосмический университет (СГАУ)
им. акад. С.П. Королева (национальный исследовательский университет)*Статья поступила в редакцию 03.06.14 г., доработана 14.07.14 г., подписана в печать 22.07.14 г.*

Разработана и апробирована методика анализа эволюции микроструктуры в процессе интенсивного деформирования на примере высокоскоростной штамповки (ВСШ) заготовок лопаток ГТД из титанового сплава VT9 на основе аналитической модели процесса динамической рекристаллизации. Коэффициенты модели рассчитывались по результатам измерения размеров зерна в ходе предварительных экспериментов по высокоскоростной осадке цилиндрических образцов из VT9. Экспериментальное исследование микроструктуры проводилось после ВСШ лопаток из сплава VT9 на молоте ВСМ4 со скоростью движения падающих частей в начале деформирования 30 м/с. В результате с погрешностью до 10 % аналитически смоделирована эволюция микроструктуры деформированной среды (по размерам α -фазы) с учетом изменения текстуры по главным направлениям деформации.

Ключевые слова: $\alpha + \beta$ -титановые сплавы, высокоскоростная штамповка, микроструктура, аналитическое моделирование.

The analysis procedure of the microstructure evolution during intense deforming is developed and approved by an example of high-speed stamping (HSS) of GTE blades made of VT9 titanium alloy based on the analytical model of dynamic recrystallization. Model coefficients were calculated by the results of the measurement of grain sizes during the preliminary experiments on high-speed upsetting of cylindrical samples made of VT9 alloy. The microstructure was investigated experimentally after HSS of the blades made of VT9 alloy using a VSM4 hammer with the motion velocity of falling parts in deformation beginning of 30 m/s. The microstructure evolution of the deformed medium is modeled analytically (by the sizes of the α phase) allowing for the variation in texture along main deformation directions with an error up to 10 %.

Keywords: $\alpha + \beta$ -titanium alloys, high-speed stamping, microstructure, analytical modeling.

Введение

Формообразование деталей авиационного назначения из титановых сплавов характеризуется спецификой в требованиях к формированию микроструктуры, которая определяет совокупность механических свойств штампованных заготовок [1, 2]. Динамическая рекристаллизация, влияющая на структуру штампованной заготовки, — это очень сложный процесс, который может включать в себя множество механизмов. Вот лишь некоторые из них — это механизмы зарождения зерна на стыке угловых границ зерна [3, 4], образование и миграции границы двойников [4], развитие новообразованных зерен до критического размера в зависимости от запасенной внутренней энергии [5] и, наконец,

термодинамические аспекты процесса [6]. За последние десятилетия были достигнуты большие успехи в области феноменологического (не связанного с физикой процесса) моделирования эволюции микроструктуры поликристаллических тел, основанные на разработках Аврами. Тем не менее они не в состоянии решить некоторые важные вопросы. Во-первых, эти модели, как правило, применяются только к конкретным технологическим процессам в относительно узких, с точки зрения первоначальной микроструктуры, диапазонах термомеханических режимов деформирования, когда значения температуры, напряжения, скорости деформации в соответствии с изменением микроструктуры полу-

Костышев В.А. — докт. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением СГАУ (443086, г. Самара, Московское шоссе, 34). E-mail: omd@ssau.ru.

Хаймович А.И. — канд. техн. наук, доцент кафедры производства двигателей летательных аппаратов СГАУ. E-mail: berill_samara@bk.ru.

чают экспериментально [7]. Во-вторых, что следует из первого замечания, эти феноменологические модели не учитывают термодинамические условия изменения зернограницной структуры в зависимости от внутренней энергии на границе и внутри зерна в процессах с высокой интенсивностью скорости деформации. Для высокоскоростной штамповки лопаток из титановых сплавов была разработана методика моделирования микроструктуры в зависимости от термомеханических режимов деформирования, которая основана на уравнениях движения деформируемой поликристаллической среды [8] и аналитической модели процесса рекристаллизации [9].

Под термином высокоскоростной штамповки здесь понимается пластическое формообразование лопаток на высокоскоростных молотах со скоростями течения металла до 400–450 м/с при суммарных вытяжках в очаге пластической деформации 10–12. Такой режим обеспечивается скоростью движения деформирующего инструмента (пуансона) до 40 м/с на молотах с приводом, использующим энергию сжатого азота, и до 90 м/с на молотах с пороховым приводом. На рис. 1 представлена картина распределения интенсивности деформации при моделировании процесса выдавливания заготовки лопатки из BT9 в программном комплексе DEFORM-3D. Видно, что в процессе смещения локального объема металла от

подошвы замковой части в перо в объеме происходит последовательное накопление пластической деформации, которая приводит к структурным изменениям и динамической рекристаллизации.

Методика моделирования

Для аналитического моделирования процесса динамической рекристаллизации необходимо определить зависимости между размерами зерна и параметрами деформированного состояния. Отношение между ними задает уравнение динамической рекристаллизации для усредненного размера зерна $d_{cp} = d_{cp}(\epsilon_2^v, T_0)$ в форме системы уравнений, описывающих процесс динамической рекристаллизации [8, 9]:

$$(d_i - d_0)/d_0 = (-1)^n a_0 \alpha_w k_i (T_\epsilon - T_0),$$

$$k_i = (1 - k/f_{ii})^2 = (1 - a_{2i}(\dot{\epsilon}_2^v)^{a_\Sigma})^2, \quad k = (1 - f_\rho^w)/f_\rho^w,$$

$$f_{ii} = f_0 k_{ei}; \quad \text{при } d_i = d_{cp} \quad f_0 = f_{cp}, \quad k_{ei} = 1, \quad (1)$$

$$f_{cp} = (f_{cp})_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}_2^v}{(\dot{\epsilon}_2^v)_0} \right)^{-a_\Sigma},$$

$$\alpha_w(T_0) = \alpha_{T=273} \left[\exp \left(\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{273} - \frac{1}{T_0} \right) \right) \right]^{a_1},$$

где неизвестные коэффициенты T_ϵ , $a_1 > 0$, $a_\Sigma > 0$ (при $\epsilon_2^v \geq \epsilon_{2e}^v$) и

$$a_0 = (f_{cp})_0 (1 - f_\rho^w), \quad a_{2i} = \frac{k}{(f_{cp})_0 k_{ei}} (\dot{\epsilon}_{2\epsilon}^v)^{-a_\Sigma} \quad (2)$$

находятся экспериментальным путем по диаграммам динамической рекристаллизации, а коэффициент тепловой миграции границ зерен α_w определяется своим начальным значением $\alpha_{T=273}$, равным коэффициенту линейного расширения при $T = 273$ К, энергией активации самодиффузии Q , температурой деформирования T_0 и универсальной газовой постоянной R ; ϵ_2^v , $\dot{\epsilon}_2^v$ — соответственно интенсивности деформаций и скорости деформаций; f_ρ^w — коэффициент, учитывающий объемное содержание зернограницной компоненты поликристаллического материала; f_{ii} — коэффициент образования текстуры в направлении оси i , характеризующий относительную скорость движения границы зерна; k_{ei} — коэффициент чувствительности к виду деформированного состояния в направлении оси i ; $f_{cp} = (f_{cp})_0 k_d^{-a_\Sigma}$ — коэффициент, учитывающий влияние деформации, который в зависимости от экспери-

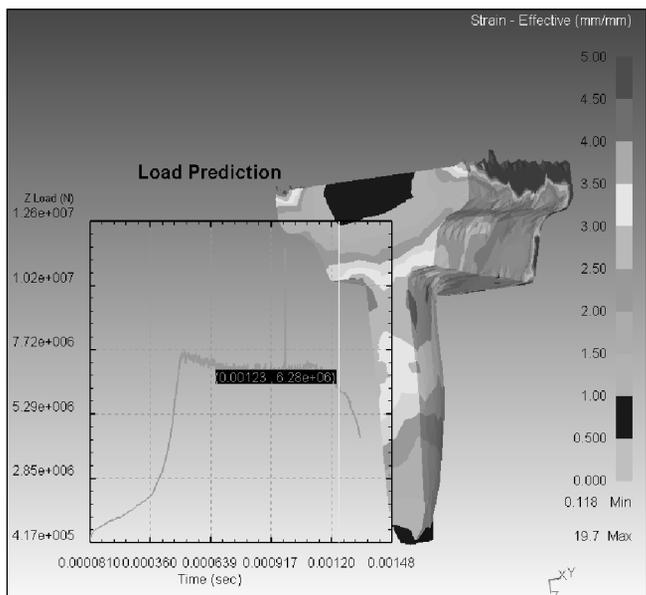


Рис. 1. Интенсивность деформации в продольном сечении при высокоскоростном выдавливании заготовки лопатки из BT9 по результатам моделирования в DEFORM-3D

Диаметр исходной заготовки — 32 мм
Начальная скорость деформирования — 30 м/с

ментальной диаграммы динамической рекристаллизации определяется либо относительной интенсивностью скорости деформации $k_d = (\dot{\epsilon}_2^v / (\dot{\epsilon}_2^v)_0)$, либо относительной интенсивностью деформации $k_d = (\epsilon_2^v / (\epsilon_2^v)_0)$, либо относительной степенью деформации $k_d = (e_2^v / (e_2^v)_0)$.

Для того, чтобы величины $(f_{cp})_0$ и a_Σ , входящие в f_{cp} , были постоянными, параметр k_d должен изменяться в незначительных пределах: 10–15 %. Это обстоятельство подразумевает, что при значительных деформациях необходим итерационный процесс при моделировании изменения размеров зерна. В этом случае на каждом этапе расчета при достижении k_d указанного предела текущие размеры зерна d_i принимаются за новые исходные размеры d_0 , также выбираются новые базовые значения $(\epsilon_2^v)_0$, $(\dot{\epsilon}_2^v)_0$, $(e_2^v)_0$, соответствующие текущим значениям, а коэффициент k_d становится равным $k_d = 1$.

Выразим относительные удлинения зерен, представляющие собой отношения размеров зерен вдоль двух осей i, k к размеру вдоль оси j , через зависимости

$$\bar{d}_{ij} = \frac{d_i}{d_j} = \frac{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{f_{ii}}\right)^2}{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{f_{jj}}\right)^2}, \quad (3)$$

$$\bar{d}_{kj} = \frac{d_k}{d_j} = \frac{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{f_{kk}}\right)^2}{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{f_{jj}}\right)^2}.$$

Из зависимостей (3) вытекает, что, установив величины \bar{d}_{ij} и \bar{d}_{kj} по фрагментам микроструктуры с учетом закона постоянства объема зерна: $\bar{d}_i \bar{d}_j \bar{d}_k = \bar{d}_{cp}^3$ — для объемного деформированного состояния и $\bar{d}_i \bar{d}_j = \bar{d}_{cp}^2$ — для плоского деформированного состояния, можно определить коэффициенты структурообразования f_{jj}, f_{ii} в направлении осей j, i :

$$f_{jj} = \frac{k}{1 - \left[\frac{1}{\alpha_T} \left(1 - \frac{\bar{d}_{cp}}{p_j}\right) \right]^{1/2}}, \quad f_{ii} = \frac{k}{1 - \left[\frac{1}{\alpha_T} \left(1 - \frac{\bar{d}_{cp}}{p_i}\right) \right]^{1/2}}, \quad (4)$$

где $p_j = (\bar{d}_{ij} \bar{d}_{kj})^{1/3}$, $p_i = (\bar{d}_{ji} \bar{d}_{ki})^{1/3}$ и $p_j = \bar{d}_{ij}^{1/2}$, $p_i = \bar{d}_{ji}^{1/2}$ — соответственно для объемного и плоского деформированных состояний.

Для плоского деформированного состояния, к которому условно можно отнести высокоскорост-

ную штамповку лопаток, справедливо соотношение $\dot{\epsilon}_{ii}^v = \dot{\epsilon}_{jj}^v$, откуда из (4) вытекает

$$f_{ii} = f_0 k_{ei} = f_0 (1 + k_{ve}), \quad f_{jj} = f_0 k_{ej} = f_0 (1 - k_{ve}). \quad (5)$$

Таким образом, из решения системы уравнений (4) и (5) с учетом (1) относительно f_{jj}, f_{ii} для плоского деформированного состояния можно определить коэффициенты чувствительности к деформированному состоянию f_0, k_{ve} .

Если известны исходные значения относительно удлинения зерна $(\bar{d}_{ij})_0$ при соответствующем значении интенсивности деформации $(\dot{\epsilon}_2^v)_0$ и известном уравнении динамической рекристаллизации $d_{cp} = d_{cp}(\epsilon_2^v, T_0)$ в форме (1), то для нового значения $\epsilon_2^v = (1 + \Delta)(\epsilon_2^v)_0$, $|\Delta| \leq 0,1$ возможно определить относительное удлинение зерна $\bar{d}_{ij} = d_i/d_j$. Для решения этой задачи зададим начальное значение $(\bar{d}_{ij})_0 \approx (\bar{d}_{ij})_m$ и организуем итерационный процесс по параметру m :

$$(f_{jj})_m = \frac{k}{1 - \left(\frac{1}{\alpha_T} \left(1 - \frac{\bar{d}_{cp}}{(\bar{d}_{ij})_{m-1}^{1/2}}\right) \right)^{1/2}},$$

$$(f_{ii})_m = \frac{k}{1 - \left(\frac{1}{\alpha_T} \left(1 - \bar{d}_{cp} (\bar{d}_{ij})_{m-1}^{1/2}\right) \right)^{1/2}}, \quad (6)$$

$$(\bar{d}_{ij})_m = \frac{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{(f_{ii})_m}\right)^2}{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{(f_{jj})_m}\right)^2},$$

$$(f_0)_m = \frac{(f_{jj})_m}{1 - (k_{ve})_{m-1}}, \quad (k_{ve})_m = \frac{(f_{ii})_m}{(f_0)_m} - 1.$$

При достижении требуемой точности $|(\bar{d}_{ij})_m^{расч} - (\bar{d}_{ij})_{m-1}| / |(\bar{d}_{ij})_m^{расч}| \leq \Delta$ выходим из цикла по m и принимаем $(\bar{d}_{ij}) = (\bar{d}_{ij})_m$.

В общем виде алгоритм расчета изменения размеров зерна в процессе динамической рекристаллизации приведен в табл. 1.

Методика моделирования эволюции микроструктуры при высокоскоростной штамповке $\alpha + \beta$ -титановых сплавов, деформируемых ниже точки $\alpha \leftrightarrow \beta$ -полиморфных превращений, заключается в следующем:

Этап 1. Средствами металлографической микроскопии исследуется изменение геометрии (максимального из размеров) первичной α -фазы в зерне отштампованной заготовки лопатки в двух облас-

Таблица 1
Алгоритм расчета изменения размеров зерна

№ пп	Стадия расчета	Расчетная зависимость
1	Исходные данные аналитической модели динамической рекристаллизации и режимы штамповки	$\alpha_T, Q/R, a_0, a_1, a_2, T_\varepsilon, a_\Sigma, \varepsilon_{2\varepsilon}^v, T_0, \varepsilon_\varepsilon^v$
2	Расчет коэффициентов f_p^w, f_{cp}	$(f_{cp})_0 = \frac{a_0}{1-f_p^w}, f_{cp} = (f_{cp})_0 \left(\frac{\varepsilon_{2\varepsilon}^v}{\varepsilon_{2\varepsilon}^v} \right), k = \frac{1-f_p^w}{f_p^w},$ $b = 1 + 0,5a_2a_0(\varepsilon_{2\varepsilon}^v)^{a_\Sigma}, f_p^w = b - \sqrt{b^2 - 1}$
3	Расчет коэффициента тепловой миграции границ зерен α_w и значения тепловой миграции α_T	$\alpha_w = \alpha_{T=273} \left[\exp \left(\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{273} - \frac{1}{T_0} \right) \right) \right]^{a_1},$ $\alpha_T = \alpha_w (f_{cp})_0 (1-f_p^w) (T_0 - T_\Sigma)$
4	Начало цикла итерационного расчета размера зерна $m = 1, (\bar{d}_{расч})_0 = \bar{d}_0 = \bar{d}_{нач}$	$\bar{d}_m = \frac{1}{2} (\bar{d}_{m-1} + (\bar{d}_{расч})_{m-1})$
5	Расчет значений коэффициентов образования текстуры для m -итерации	$(f_{jj})_m = \frac{k}{1 - \left(\frac{1}{\alpha_T} \left(1 - \frac{\bar{d}_{cp}}{(\bar{d})_m^{1/2}} \right) \right)^{1/2}},$ $(f_{ii})_m = \frac{k}{1 - \left(\frac{1}{\alpha_T} (1 - \bar{d}_{cp} (\bar{d})_m^{1/2}) \right)^{1/2}}$
6	Определение расчетного значения относительного удлинения зерна для m -итерации	$(k_{ve})_0 = k_{нач},$ $(\bar{d}_{расч})_m = \frac{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{(f_{ii})_m} \right)^2}{1 - \alpha_T \left(1 - \frac{k}{(f_{jj})_m} \right)^2},$ $(f_0)_m = \frac{(f_{jj})_m}{1 - (k_{ve})_{m-1}}, (k_{ve})_m = \frac{(f_{ii})_m}{(f_0)_m} - 1$
7	Критерий выхода из цикла по m , где Δ – относительная погрешность	Если $\frac{ \bar{d}_{расч})_m - \bar{d}_{m-1} }{(\bar{d}_{расч})_m} > \Delta$, то $m = m + 1$
8	Определение текущих размеров зерна	$f_{ii} = (f_{ii})_m, f_{jj} = (f_{jj})_m,$ $k_i = (1 - k/f_{ii})^2, k_j = (1 - k/f_{jj})^2,$ $d_i = (d)_0 [1 - \alpha_T k_i], d_j = (d)_0 [1 - \alpha_T k_j]$

тых. Первая область — замковая часть лопатки — находится перед очагом интенсивной пластической деформации (ИПД), расположенным в области перехода замковой части в перо лопатки. Вторая область — после очага ИПД. Поскольку зона у подошвы замковой части не подвергается деформации, то сохраняется равноосная структура исходной заготовки, размер α -фазы зерна которой принимают за начальное значение. Далее выполняются шлифы для анализа микроструктуры в поперечном сечении по перу лопатки в прикомлевой области и в продольном направлении в зоне средней толщины прикомлевого сечения.

Этап 2. Используя уравнение динамической рекристаллизации, последовательно рассчитывают размеры деформированной α -фазы. Целью расчета при известной формализованной модели динамической рекристаллизации (1) является оценка изменения отношения размеров зерна в продольном и поперечном направлениях $\bar{d} = d_i/d_j$ (относительное удлинение) в динамике в зависимости от степени деформации по известному уравнению динамической рекристаллизации и одному значению \bar{d} , найденному при микроструктурном анализе на этапе 1. Величина \bar{d} определяет значения коэффициентов чувствительности f_0, k_{ε_i} к виду деформированного состояния для данного материала и технологических условий деформирования.

Этап 3. Осуществляют итерационный процесс расчета изменения размера зерна в зависимости от конечной степени деформации. Последовательные вычисления размеров d_i и d_j α -фазы в зависимости от текущей степени деформации выполняются по методике этапа 2.

Каждое последующее значение степени деформации (деформации или скорости деформации) получается из предыдущего изменением на величину не более 10—15 %, в качестве начальных приближений $\bar{d}_0, (k_{ve})_0$ берутся значения $\bar{d}, (k_{ve})$ предыдущего этапа.

Результаты моделирования и их обсуждение

Экспериментальное исследование микроструктуры проводилось после высокоскоростной штамповки лопаток из титанового сплава ВТ9 на молоте ВСМ4 со скоростью движения падающих частей в начале деформирования 30 м/с. Исходя из полученных результатов на основе модели динамической рекристаллизации были аналитически определены размеры зерна (по деформированной α -фазе) в прикомлевой области пера у штампованной из сплава ВТ9 заготовки лопатки компрессора ГТД, которые далее сравнивались с экспериментальными значениями.

Фрагменты микроструктуры, использованные для моделирования динамической рекристаллизации, представлены на рис. 2 для продольного и поперечного шлифов. Микрошлифы были получены из темплетов отштампованной на высокоскоростном молоте ВСМ-4 лопатки, вырезанных в прикомлевой области. Микроструктура замка лопатки равноосная (соответствует 2—3 баллу 9-балльной шкалы), типа «муар», средний размер зерна (по α -фазе) 4,2 мкм. После процесса деформации при переходе в замок лопатки наблюдается структура, вытянутая в направлении максимального значения деформации. Измеренный размер зерна (по α -фазе) в этом направлении составляет 3,95 мкм, в ортогональном направлении — 2,06 мкм.

Структура характерна для титановых сплавов, деформированных в верхней части $\alpha+\beta$ -области ниже температуры $\alpha \leftrightarrow \beta$ -полиморфного превращения. Поскольку границы зерен β -фазы плохо выявляются средствами металлографической микроскопии, то после деформирования лопатки подвергали отжигу, в результате чего вновь образованная (вторичная) α -фаза, выделяющаяся преимущественно по границам зерен на стыке многоугольных границ, обозначила границы β -зерен. Первичные пластины α -фазы деформировались внутри β -зерна с образованием характерной структуры «муара» в замковой части лопаток, которая подвержена меньшей степени деформации (до 30 %) по сравнению с пером лопатки. В пере лопатки структура первичной α -фазы вытянута, определяемая вытяжкой более 5, почти пластинчатая, фрагментированная. Размер вновь рекристаллизованных субзерен в пере составляет 3—10 мкм. По вышеизложенной методике по известному уравнению динамической рекристаллизации были рассчитаны коэффициенты чувствительности к виду деформированного состояния, характерному для высокоскоростного выдавливания титановых лопаток из ВТ9 в $\alpha+\beta$ -области, что позволило получить картину изменения размеров зерна в динамике.

Средний размер исходной пластины α -фазы в замковой части до очага интенсивной пластической деформации (ОПД) $d_i \approx d_j = 4,2$ мкм; размеры α -фазы в деформированном зерне представлены в табл. 2. Для определения размеров зерна случайным образом выбирают не менее 7 точек для каждого из двух фрагментов, в которых измеряют максимальный размер α -фазы в соответствии с обозначенной масштабной шкалой (см. рис. 2).

Модель динамической рекристаллизации для

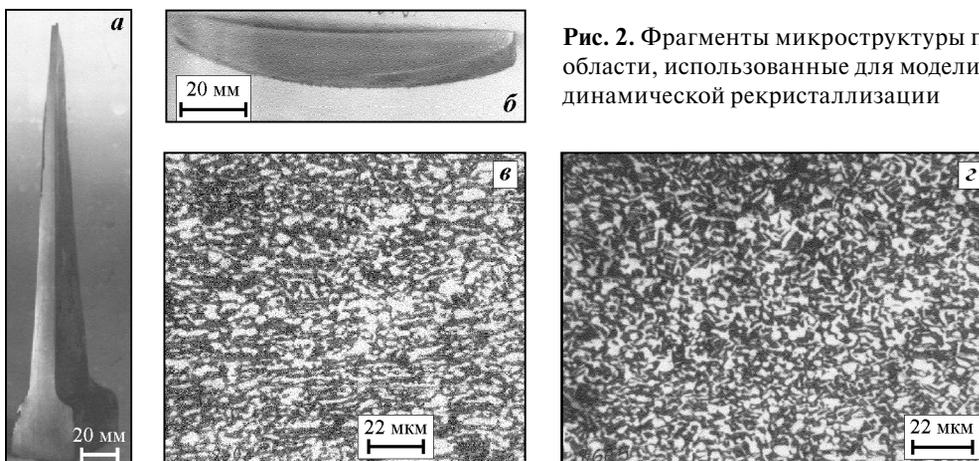


Рис. 2. Фрагменты микроструктуры пера лопатки в прикомлевой области, использованные для моделирования динамической рекристаллизации

Представлены макро (а, б)- и микро (в, г)-структуры штамповок лопаток 9-й степени из ВТ9 на продольных (а, в) и поперечных (б, г) темплетях

Таблица 2

Измеренные размеры α -фазы в зерне деформированной заготовки лопатки 9-й ступени компрессора из ВТ9 на выходе из ОПД в продольном и поперечном направлениях

№ точки	Поперечное сечение d_i , мкм	Продольное сечение d_j , мкм	Средний размер α -фазы в зерне, мкм
1	1,82	4,52	2,82
2	2,30	4,07	
3	2,27	4,69	
4	2,10	3,10	
5	1,56	4,64	
6	2,26	2,37	
7	2,14	4,28	
Среднее значение по точкам			
	2,06	3,95	

Таблица 3

Коэффициенты модели динамической рекристаллизации для ВТ9

α_T при $T = 273$ К	Q/R , К	T_e , К	a_0	a_1	a_2	a_Σ
$0,9 \cdot 10^{-5}$	$38,7 \cdot 10^3$	1191,465	0,001	0,141	0,565	-1

Таблица 4

Исходные данные для расчета динамической рекристаллизации

Технологические параметры деформирования			Параметр микроструктуры	Оцениваемый параметр
Коэффициент вытяжки в замковой части λ	Начальный коэффициент вытяжки λ_e	Ковочная температура T_0 , К	Размер α -фазы в исходном зерне, мкм	Начальное приближение относительного удлинения α -фазы зерна $\bar{d} = d_i/d_j$
2,00*	1,1**	1223	4,2	3***

*Если $\lambda > \lambda_{\max}$, то $\lambda = \lambda_{\max}$, где λ_{\max} – максимальная вытяжка, при которой определено уравнение динамической рекристаллизации. Обычно выше λ_{\max} изменение размеров зерна незначительно.
 **Обычно соответствует критической деформации, при которой проявляется динамическая рекристаллизация.
 *** По результатам анализа микроструктуры $\bar{d} = (1,1 \div 2,0) \bar{d}_{\text{измер}}$.

Таблица 5

Значения характеристик, определяющих динамическую рекристаллизацию

ϵ_2^{v*}	ϵ_{2e}^{v*}	b	f_p^w	$(f_{cp})_0$	f_{cp}	k
1,0	0,1	1,00283	0,92761	0,01381	0,13813	0,07804
Коеф-т тепловой миграции границ зерен α_w		Отн. тепловая миграция α_T		Отн. средний диаметр после деформирования \bar{d}_{cp}		
49,7939		1,570		0,7		

* $\epsilon_2^v \sim (\lambda - 1)$, $\epsilon_{2e}^v \sim (\lambda_e - 1)$ – для уравнения динамической рекристаллизации, полученного в зависимости от степени деформации, $\epsilon_2^v \sim \ln \lambda$, $\epsilon_{2e}^v \sim \ln \lambda_e$ – для уравнения в зависимости от логарифмической деформации.

титанового сплава ВТ9 определяется по экспериментально найденным коэффициентам в соответствии с зависимостью (1). Значения коэффициентов приведены в табл. 3.

Коэффициенты модели (1) рассчитывались по результатам измерения размеров зерна в ходе предварительно проведенных экспериментов по высокоскоростной осадке цилиндрических образцов из ВТ9. Исследуемые степени деформации находились в интервале 5–100 %, температурный диапазон составил 650–1200 °С.

Исходными данными для расчетов являются значения постоянных и коэффициентов уравнения динамической рекристаллизации (см. табл. 3), технологические параметры (табл. 4) и начальные значения $\bar{d}_0 = \bar{d}_{\text{нач}}$, $(k_{ve})_0 = k_{\text{нач}}$. Значение $\bar{d}_{\text{нач}}$ принимают равным $\bar{d}_{\text{нач}} = (1,2 \div 1,5) \bar{d}_{\text{измер}}$ по данным исследования микроструктуры.

В результате по алгоритму расчетов изменения размеров деформируемого зерна (см. рис. 1) получают его размеры d_i , d_j , которые сравнивают с размерами $(d_i, d_j)_{\text{эксп}}$, полученными экспериментально (см. табл. 2). В случае расхождения с экспериментальными значениями увеличивают значение параметра $(k_{ve})_0$, после чего повторяют расчеты до достижения требуемой точности. Промежуточные результаты расчетов заносятся в табл. 5–7.

Таблица 6

Расчет значений относительных размеров \bar{d}_m , $(\bar{d}_{расч})_m$, коэффициентов образования текстуры $(f_{jj})_m$, $(f_{ii})_m$ и коэффициентов чувствительности к виду деформированного состояния $(f_0)_m$, $(k_{ve})_m$ в цикле на конечном этапе деформирования

Число итераций m	\bar{d}_m	$(f_{jj})_m$	$(f_0)_m$	$(f_{ii})_m$	$(\bar{d}_{расч})_m$	$(k_{ve})_m$
1	3,0000	0,2028	0,1844	0,1243	1,6449	-0,3258
2	2,3224	0,1884	0,1421	0,0991	1,9911	-0,3023
3	2,1568	0,1842	0,1414	0,0911	2,1582	-0,3559
...
10	2,1574	0,1842	0,1376	0,0911	2,1574	-0,3379
11	2,1574	0,1842	0,1377	0,0911	2,1574	-0,3381
12	2,1574	0,1842	0,1377	0,0911	2,1574	-0,3380

Погрешность: $|(d_{расч})_{12} - d_{11}| / (d_{расч})_{12} \cdot 100 \% = 0 \% \leq \Delta$.

Результаты расчета изменения размера зерна (по деформированной α -фазе) заготовки лопатки, отштампованной в $\alpha+\beta$ -области, приведены на графиках рис. 3. Погрешность расчета для данных условий составила до 10 % (табл. 8).

Представленная методика позволяет прогнозировать динамику изменения размеров зерна (или фазовых включений, коррелирующих с размерами зерна) в зависимости от деформированного состояния по известному уравнению динамической рекристаллизации и двум фрагментам микроструктуры в продольном и поперечном направлениях относительно направления течения металла. Необходимо отметить, что прогнозируемая, в зависимости от деформированного состояния, неравноосность зерна, характеризующая преимущественной ориентацией и величиной относительного удлинения зерна (субзерна или фазы внутри зерна), является причиной разброса механических свойств отштампованного изделия по направлениям главных деформаций.

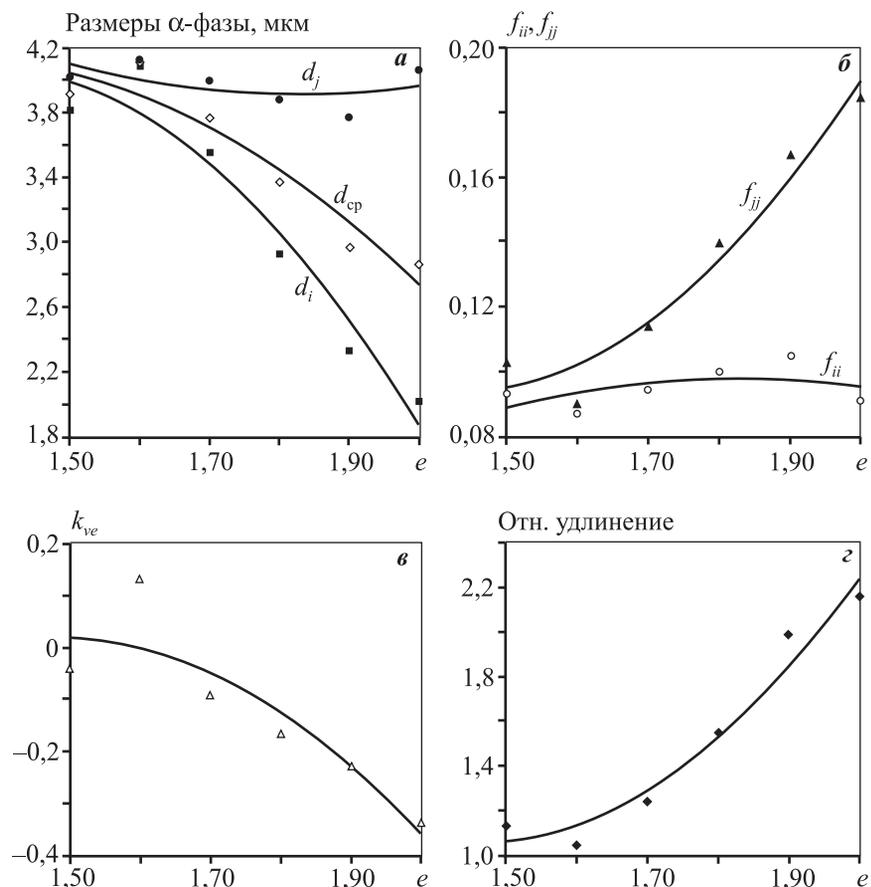


Рис. 3. Модель динамики изменения размеров зерна (по α -фазе) при высокоскоростной штамповке лопатки из титанового сплава ВТ9 в $\alpha+\beta$ -области в зависимости от степени деформации (e)

a — изменение размеров α -фазы; b — изменение коэффициентов образования текстуры f_{ii} и f_{jj} ; v — изменение коэффициента чувствительности к виду деформированного состояния k_{ve} ; z — относительное удлинение

Таблица 7

Коэффициенты образования текстуры f_{ii} и f_{jj} , коэффициенты динамической составляющей рекристаллизации k_i и k_j , коэффициенты чувствительности к виду деформированного состояния f_0 и k_{ve}

f_{ii} (поперечное направление)	f_{jj} (продольное направление)	k_i (поперечное направление)	k_j (продольное направление)	f_0	k_{ve}
0,0911	0,1842	0,0206	0,3321	0,1377	-0,3380

Таблица 8

Расчетные размеры зерна после деформации

Размер α -фазы зерна до деформации	Размер α -фазы зерна после деформации		
	d_i , мкм (поперечное направление)	d_j , мкм (продольное направление)	$\bar{d}_{cp} = \sqrt{d_i d_j}$, мкм (средний размер)
Начальный размер зерна d_0 , мкм			
4,2	4,064	2,010	2,858
	Относительная погрешность, %		
	-1,8	2,7	0,4

Выводы

1. Формализованное представление динамической рекристаллизации в виде зависимостей (1), (2) от температуры и показателей деформированного состояния, а также аналитически определенное значение коэффициента чувствительности к виду деформированного состояния позволяют смоделировать изменение микроструктуры деформируемой среды (размеров зерна по главным направлениям деформации) в динамике с учетом исходной текстуры.

2. Точность моделирования изменения размеров зерна зависит от точности коэффициентов используемой модели рекристаллизации (1), (2) (см. табл. 3), точности определения размеров зерна в исходной структуре (табл. 5), а также точности определения параметров деформированного состояния в исследуемой области штампованной заготовки (см. рис. 1). Для рассматриваемого в статье случая расхождение с экспериментальными данными по измерению размеров деформированной α -фазы составило до 10 %.

3. Анализ динамики изменения размеров зерна (по α -фазе) при высокоскоростной штамповке лопатки из титанового сплава ВТ9 в $\alpha+\beta$ -области в зависимости от степени деформации позволяет сделать следующие выводы:

— рост модуля коэффициента чувствительности к виду деформированного состояния ($|k_{ve}| = 0,1 \div 0,4$, см. рис. 3, в) свидетельствует об увеличении влия-

ния накопленной ориентированной пластической деформации на процесс дробления и рекристаллизации зерна с ростом вытяжки ($\lambda = 1,5 \div 2,0$);

— при малых вытяжках в ОПД ($\lambda < 1,5$) динамическая составляющая рекристаллизации мала (значение k_{ve} близко к 0, см. рис. 3, в);

— при вытяжках в диапазоне $\lambda = 1,5 \div 2,0$ наблюдается соответствующий рост относительного удлинения α -фазы в пределах 1,1–2,2 (см. рис. 3, в) за счет преимущественного изменения размера зерна в поперечном течении металла направлении (см. рис. 3, а);

— почти неизменное значение коэффициента образования текстуры $f_{ii} = 0,09 \div 0,1$ в продольном направлении с ростом вытяжки по сравнению с ростом коэффициента $f_{jj} = 0,09 \div 0,19$ в поперечном направлении (см. рис. 3, б) свидетельствует о развороте и преимущественной ориентации упрочняющей α -фазы в направлении течения.

Литература

1. Костышев В.А., Чирков Б.И., Морозова И.Н. // Авиац. пром-сть. Приложение. 1986. № 3. С. 15.
2. Костышев В.А., Бутаров А.Н., Морозова И.Н. // Проблемы и перспективы двигателестроения: Сборник тр. Самара: МНТК СГАУ, 2003. Ч. 1. С. 203.
3. Escher C., Gottstein G. // Acta Mater. 1998. Vol. 46. P. 525.
4. Sakai T., Jonas J.J. // Symp. on Thermomechanical Processing of Steel / Eds. S. Yue, E. Essadiqi. CIM, 2000. P. 47.
5. McQueen H.J. // Mater. Sci. Eng. A. 1987. Vol. A101. P. 149.
6. Poliak E.I., Jonas J.J. // Acta Mater. 1996. Vol. 44, № 1. P. 127.
7. Thomas J.Ph., Semiatin S.L. // AFRL-ML-WP-TP. 2006. Vol. 483. P. 11.
8. Хаймович А.И., Михеев В.А. // Кузн.-штамп. пр-во. 2011. № 7. С. 37.
9. Хаймович А.И. // Совр. пробл. науки и образования. 2013. № 5. С. 11. URL: <http://www.science-education.ru/111-10241> (дата обращения 03.10.2013).