

## ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2011 А. И. Хаймович, В. А. Михеев

Самарский государственный аэрокосмический университет  
имени академика С. П. Королёва (национальный исследовательский университет)

Поставлена и решена задача определения термомеханических режимов деформирования титановых сплавов при импульсном деформировании на основе математической модели, обобщающей результаты экспериментов по высокоскоростной осадке титановых образцов.

*Титановые сплавы, степень деформации, скорость деформации, диаграмма рекристаллизации, импульсные нагрузки, термомеханические режимы деформирования.*

В настоящее время одним из перспективных методов получения точных заготовок деталей является высокоскоростное объёмное деформирование на молотах и прессах при скоростях падающих частей молотов 30... 40 м/с, что обеспечивает наиболее полное заполнение гравюры штампов за счёт кинетического напора разогнанной при динамическом нагружении массы штампуемого материала.

Повышенные требования к физико-механическим свойствам материала, конфигурации и геометрическим размерам точных штампов требуют научно обоснованного подхода к разработке технологических процессов их изготовления. Основы термомеханических режимов деформирования металлов на молотах и прессах достаточно полно изложены в технической литературе. Повышение скорости деформирования с 1,5...9,0 до 30...40 м/с требует их уточнения [1, 2].

При разработке оптимальных термомеханических режимов высокоскоростного объёмного деформирования используется классический подход к оценке зависимости пластичности, структуры и механических свойств материала от температуры, степени и скорости деформации, рекомендуемой теорией обработки металлов давлением. Хорошо известна корреляционная связь между мелкозернистой структурой и высокими механическими свойствами титановых сплавов,

поэтому оптимальные термомеханические режимы деформирования обеспечивают требуемые микроструктурные изменения и измельчение зерна [3].

Решение задачи нахождения оптимальной температуры  $T$  нагрева исходных заготовок в зависимости от степени деформации  $\varepsilon$  и скорости деформации  $\dot{\varepsilon}$  с целью формирования мелкозернистой структуры штампованных заготовок из титановых сплавов типа ВТ9 в терминах и постановке оптимизационной задачи определяется противоположным влиянием указанных факторов на целевую функцию и наличием ограничений по технологической пластичности.

Технологические ограничения, связанные с совместным влиянием температуры, степени и скорости деформирования ( $T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}$ ) на технологическую пластичность и микроструктуру материала обусловлены следующими фактами. Известно, что титановый сплав ВТ9 относится к группе деформируемых сплавов мартенситного класса с  $\alpha+\beta$  фазовой структурой ( $k_\beta = 0,3-0,9$ ). Легирование сплава алюминием ( $\alpha$ -стабилизатор, который повышает температуру полиморфного превращения) и молибденом ( $\beta$ -изоморфный стабилизатор, который расширяет область твёрдых растворов на основе  $\beta$ -титана) позволяет сохранить устойчивую  $\alpha+\beta$  фазу в широком интервале температур, что обеспе-

чивает оптимальное сочетание пластичности и прочностных свойств. Однако штамповка с высокими степенями деформации более 40 % в  $\alpha+\beta$  области имеет существенные ограничения по пластичности, особенно в условиях одноосного нагружения, а деформирование при нагреве выше температуры полиморфного превращения (980–1020°C для ВТ8, ВТ9) в  $\beta$ -области приводит к образованию игольчатой структуры с наличием границ первичного зерна  $\beta$ -фазы, что приводит к браку - снижению прочности и пластичности, поскольку перегретую структуру исправить термической обработкой невозможно.

В целом задача оптимизации термомеханических режимов деформирования может формулироваться следующим образом.

Имеются экспериментальные данные зависимости величины  $D$  микрзерна сплава ВТ9 от температуры  $T$  нагрева исходных заготовок под высокоскоростное деформирование, степени деформации  $\varepsilon$ , скорости деформации  $\dot{\varepsilon}$  в форме семейства диаграмм динамической рекристаллизации (1) и диаграмм пластичности (2):

$$D_j = f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j), \quad j = \overline{0, n}, \quad (1)$$

где  $n$  – количество групп экспериментов с разными скоростями деформирования  $v_j$ ;

$$\varepsilon_{jкр} = \varepsilon(T, \dot{\varepsilon}_j), \quad (2)$$

где  $\varepsilon_{jкр}$  – технологическая пластичность – предельная степень деформации, при которой наблюдается появление следов разрушения деформируемого образца, соответствующая скорости деформирования  $v_j$ .

Укрупнённо решение поставленной задачи сводится к следующему: в заданном технологически осуществимом диапазоне значений  $\varepsilon$  и  $\dot{\varepsilon}$  требуется определить значения температуры деформирования  $T$ , при которой удаётся получить минимальное зерно без потери пластичности.

В формализованном виде имеем:

$$\text{область определения: } x = \{T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}\}; \quad (3)$$

область допустимых значений на множестве  $Y$ :

$$X = \{x | \varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) \geq \dot{\varepsilon}_{кр}, T \leq T_n\} \subset Y, \quad (4)$$

где  $Y$  - область эксперимента,  $T_n$  - температура полиморфного превращения  $\alpha \leftrightarrow \beta$  фаз,

$$Y = \{x | 0 < T < 1200^0C, 0 < \varepsilon < 100\%, 5 \cdot 10^2 c^{-1} < \dot{\varepsilon} < 3 \cdot 10^3 c^{-1}\}. \quad (5)$$

Целевая функция  $f(x) = f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j)$  есть отображение функции динамической рекристаллизации на множество допустимых значений:

$$f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j): X(x | \varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) \geq \dot{\varepsilon}_{кр}, T \leq T_n) \xrightarrow{T=T(\varepsilon, \dot{\varepsilon})} Y, \quad (6)$$

где  $T$  - искомая функция, удовлетворяющая критерию поиска

$$T = T(\varepsilon, \dot{\varepsilon}); \quad (7)$$

$$f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j) \rightarrow \min_{\{T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j\} \in X}. \quad (8)$$

Эксперименты по определению технологической пластичности заключались в высокоскоростной осадке цилиндрических образцов из сплава ВТ9 со скоростями деформирования 20, 30 и 75 м/с на молоте с пороховым приводом МВДМ2. Результаты экспериментов представлены на рис. 1.

Анализ диаграммы показывает, что при осадке образцов, нагретых до температуры 850°C, признаки разрушения наблюдаются при степенях деформирования более 55 % и скорости деформирования 75 м/с. С уменьшением скорости деформирования предельная степень деформации повышается и при скорости 20 м/с достигает 80 %. С повышением температуры нагрева образцов пластичность сплава увеличивается и влияние скорости деформирования на допустимую степень деформации уменьшается. При температуре нагрева образцов выше 950°C сплав ВТ9 обладает неограниченной пластичностью, влияния скорости деформирования на допустимую степень деформации не наблю-

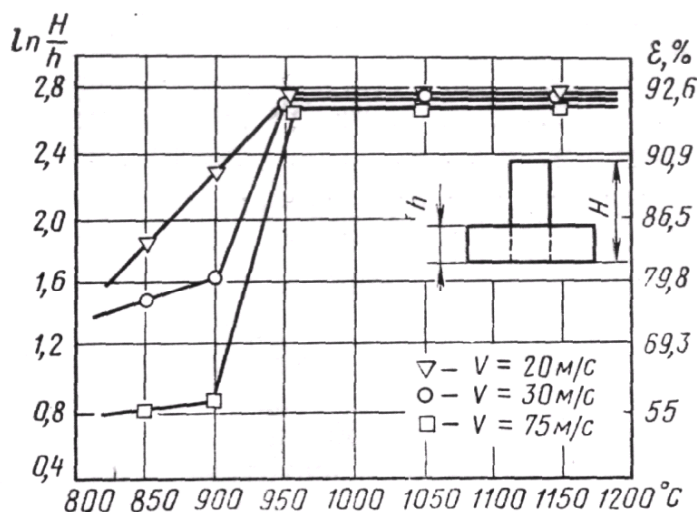


Рис. 1. Экспериментальная диаграмма пластичности сплава ВТ9

дается. Снижение пластичности сплава от увеличения скорости деформации в диапазоне температуры нагрева заготовок 850...950°C связано с интенсивностью упрочнения сплава, которая в значительной степени зависит от температуры и времени протекания процесса деформации.

Для формализованного описания диаграммы пластичности сплава ВТ9 в форме ограничений (2) была использована кусочно-линейная регрессия с переломом в области  $T_n$  в виде модели (9). Неизвестные коэффициенты модели, приведённые в табл. 1, рассчитывались методом минимизации квадратичных отклонений в программном пакете Statistica компании StatSoft:

$$\begin{cases} \varepsilon_{кр} = a_0^1 + a_T^1 T + a_\varepsilon^1 \dot{\varepsilon}, & \varepsilon_{кр} \leq e(T_n), \\ \varepsilon_{кр} = a_0^2 + a_T^2 T + a_\varepsilon^2 \dot{\varepsilon}, & \varepsilon_{кр} > e(T_n), \end{cases} \quad (9)$$

где  $e(T_n)$  - точка излома;

$\varepsilon_{кр} = (1 - \frac{h_{кр}}{H}) \cdot 100\%$  - критическая степень деформации для осадки, соответствующая высоте  $h_{кр}$  осажённого образца, при котором появляются следы разрушения.

Следует отметить, что зависимость (9) учитывает общую (усреднённую) степень

деформации  $\varepsilon = (1 - \frac{h}{H}) \cdot 100\%$ , хотя разру-

шение наблюдается в областях очага пластической деформации, где локальная степень деформации достигает максимальной величины. Для оценки истинных предельных степеней деформации, при которых происходит разрушение, целесообразно ввести поправочный коэффициент  $k_n$ , учитывающий неравномерность деформации при осадке.

Определим коэффициент неравномерности деформации как  $k_n = \frac{\varepsilon_{max}}{\varepsilon}$  - отноше-

Таблица 1

Кусочно-линейная регрессия. Зависимая величина — критическая степень деформации. Коэффициент потерь: R = 0,99722. Точность модели: 99,444%						
$a_0^1$	$a_T^1$	$a_\varepsilon^1$	$a_0^2$	$a_T^2$	$a_\varepsilon^2$	$e(T_n)$
2,575903	0,116051	-0,028447	87,21237	0,005962	-0,000323	85,56733

ние максимальной локальной степени деформации  $\varepsilon_{max}$  к общей степени  $\varepsilon$ . Для определения численного значения  $k_n$  при высокоскоростной осадке проводился экспериментальный анализ распределения деформации по высоте осажённых образцов в зависимости от скорости деформирования и темпера-

туры их нагрева. Общая степень деформации составляла 10, 30 и 50 %. Локальные степени деформации рассчитывались по 10 равноудалённым штифтам, установленным по образующей цилиндрических образцов до их осадки. Из графиков, представленных на рис. 2, видно, что распределение деформации по высоте образцов имеет различный

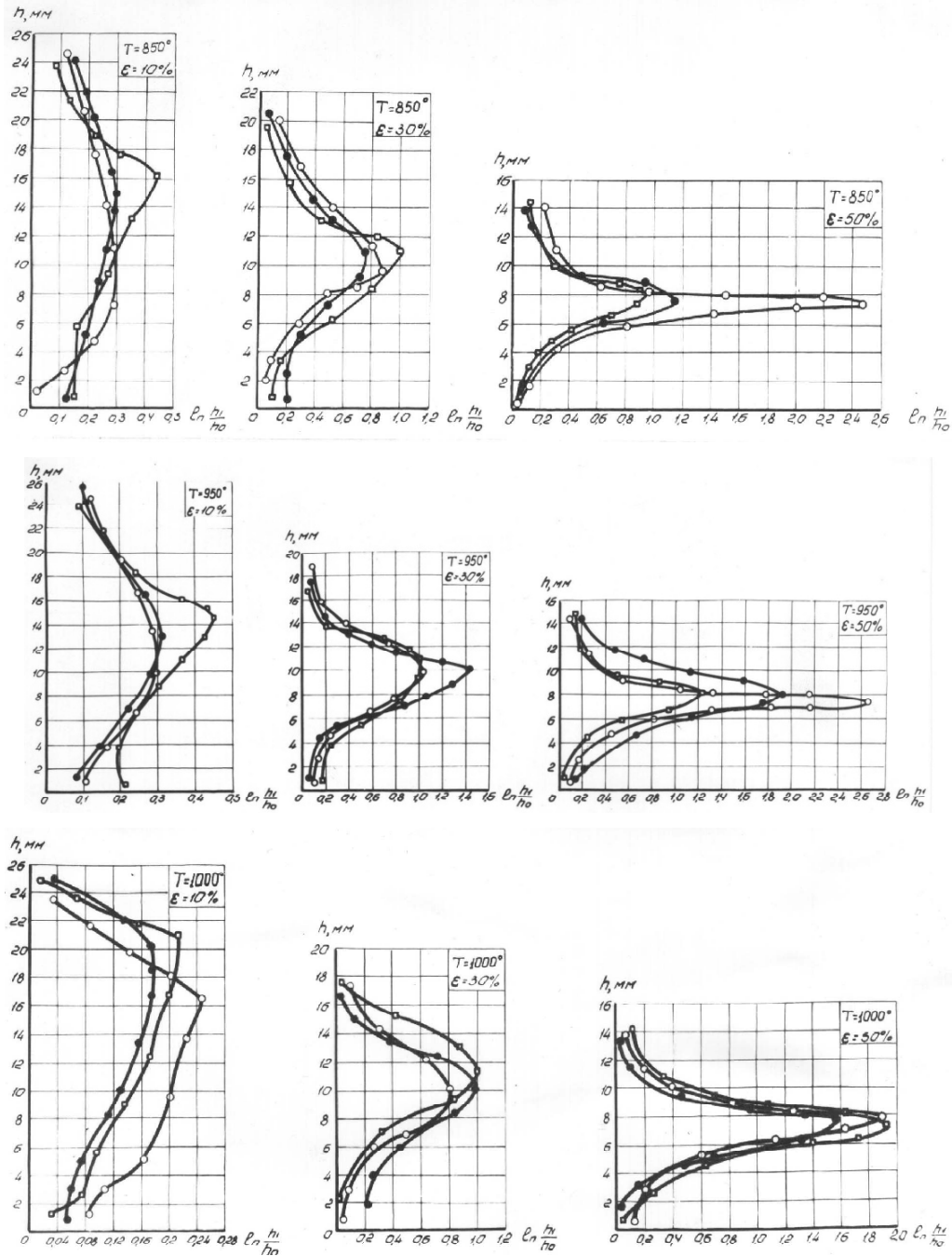


Рис. 2. Кривые распределения истинных степеней деформаций по высоте осажённых образцов из титанового сплава ВТ9 со скоростями деформирования:

□ - 80 м/с; ● - 40 м/с; ○ - 20 м/с

характер и зависит от скорости деформирования.

Если при статическом деформировании по мере удаления от середины образца значение истинной степени деформации уменьшается и у поверхности контакта с инструментом становится минимальным, то с увеличением скорости деформирования область максимальных значений истинной степени деформации сдвигается в сторону торца, непосредственно воспринимающего ударную нагрузку. При более высоких скоростях деформирования распространение деформаций происходит равномернее. С увеличением температуры нагрева и общей степени деформации образцов влияние скорости деформирования на распределение деформации уменьшается.

Статистический анализ влияния параметров  $\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T$  и их парных сочетаний на  $k_n$  позволил выявить статистически значимые коэффициенты при параметрах и представить регрессионную модель для  $k_n$  в виде зависимости, обобщающей экспериментальные данные, приведённые на рис. 3:

$$k_n = \frac{\varepsilon_{\max}}{\varepsilon} = 3,233 + 0,454 \cdot 10^{-3} \varepsilon^2 + 0,59 \cdot 10^{-4} \varepsilon \cdot T. \quad (10)$$

Аппроксимирующий график зависимости коэффициента неравномерности деформации от параметров осадки в форме (10) представлен на рис. 3. Анализ графика показывает, что с ростом температуры деформирования (около температуры полиморфных превращений и выше) и повышением степени деформации коэффициент неравномерности  $k_n$  уменьшается. При деформировании при температурах, близких к  $\alpha$ -области, с повышением степени деформации более 20% наблюдается резкое увеличение неравномерности деформации, значение коэффициента  $k_n$  достигает значения трёх и выше.

Таким образом, при штамповке титановых сплавов в  $\alpha$ -области со степенями, близкими к 50 %, деформация локализуется в компактной зоне, где накопление дефектов в кристаллической решётке приводит к разрушению образцов. В этой связи коэффициент неравномерности деформации  $k_n$  для

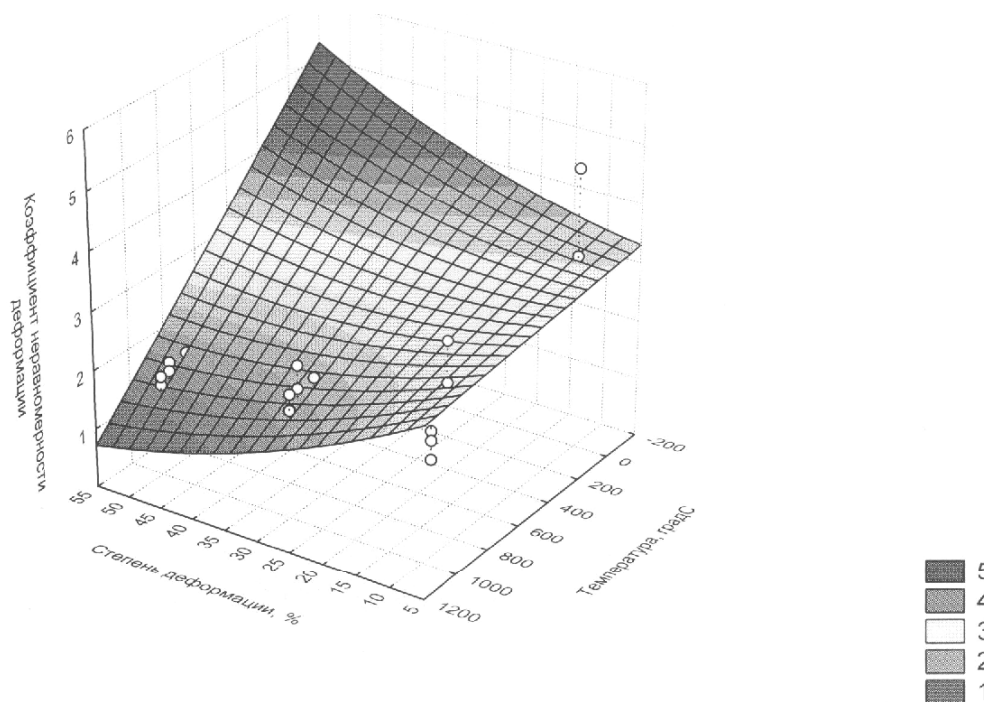


Рис. 3. Зависимость коэффициента неравномерности деформации от температуры и степени деформации

технологического процесса объёмного скоростного деформирования титановых сплавов в  $\alpha$  и частично  $\alpha+\beta$  областях целесообразно использовать в качестве критерия, характеризующего степень риска локального разрушения. Иными словами, правомочно выражение

$$\varepsilon'_{oon} < \frac{\varepsilon_{кр}}{a_3}, \quad a_3 = \frac{k'_n}{k_n}, \quad (11)$$

где  $\varepsilon'_{oon}$  - допустимая степень деформации для рассматриваемого технологического процесса;  $\varepsilon_{кр}$  - критическая степень деформации, полученная для осадки в соответствии с зависимостью (9);  $k'_n$  и  $k_n$  - соответственно коэффициенты неравномерности деформации для рассматриваемого процесса и для процесса скоростной осадки.

Для определения области значений целевой функции  $f(x) = f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j)$  проведены исследования деформационной рекристаллизации сплава ВТ9 методом скоростной осадки заготовок, изготовленных из катаных прутков с равноосной  $\alpha+\beta$ -структурой, в условиях переменных режимов горячего деформирования (скорость деформирования 20, 40, 80 м/с, температура нагрева исходных образцов 1150°C, истинная степень деформации 5... 80 %).

Результаты экспериментов в виде диаграмм рекристаллизации представлены на рис. 4.

Как показывает анализ диаграмм рекристаллизации (рис. 4) в диапазоне температур деформирования 850...1000°C, микроструктура при всех степенях деформации получается мелкая, с невидимым микрзерном. При переходе в  $\beta$ -область величина зёрен возрастает, особенно при степенях деформации ниже 30 %. Зёрна тем крупнее, чем выше температура нагрева образцов. При степенях деформации выше 30 % начинается измельчение зёрен. Наиболее резкое измельчение наблюдается в области степеней деформации 30÷55 %. Дальнейшее увеличение степени деформации к существенному изменению размера зёрен не приводит. На диаграммах рекристаллизации чётко выделяются две области:  $\alpha+\beta$  при температуре нагрева образцов до 1000°C и  $\beta$  при температуре выше 1000°C. При деформировании сплава ВТ9 в области  $\alpha+\beta$  получается мелкозернистая структура при всех степенях деформации. Деформирование сплава до степени деформации 10% в области  $\beta$  приводит к росту зерна. С увеличением степени деформации величина зерна уменьшается. При повышении температуры деформирования наблюдается увеличение зерна. Изменение скорости деформирования в рассматриваемом диапазоне существенного влияния на харак-

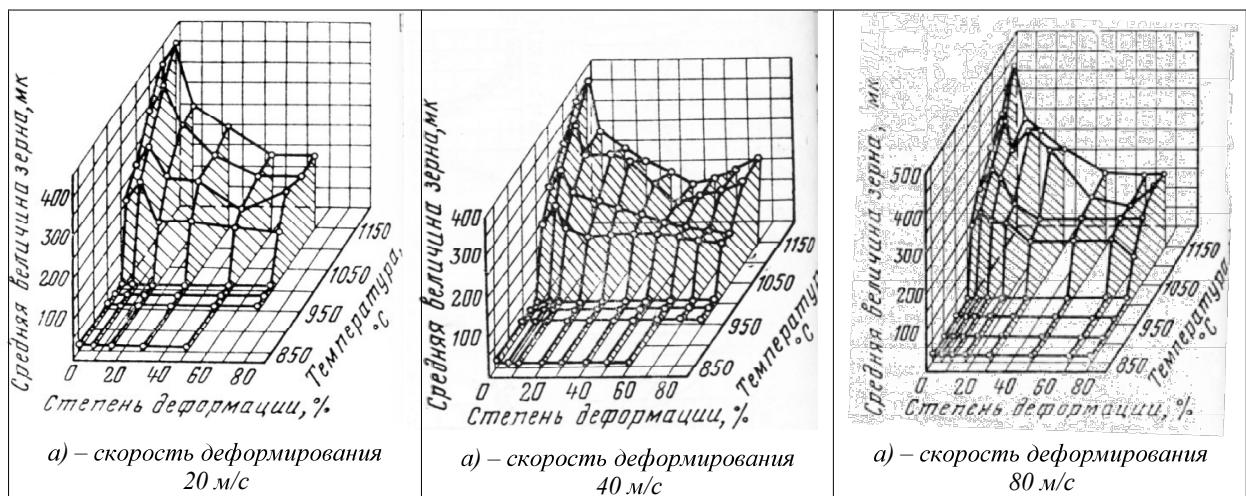


Рис. 4. Диаграммы рекристаллизации сплава ВТ9 в зависимости от температуры нагрева и степени деформации

тер кривых диаграмм рекристаллизации не оказывает.

Рассматриваемая задача оптимизации - определение температур деформирования  $T$ , при которых удаётся получить минимальное зерно без потери пластичности в заданном технологически осуществимом диапазоне значений  $\varepsilon$  и  $\dot{\varepsilon}$  в форме (4)–(8), может быть решена методом поиска глобального экстремума.

Для решения оптимизационной задачи аппроксимируем облако экспериментальных точек диаграммы рекристаллизации  $f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j)$  (рис. 5) аналитической выпуклой функцией с глобальным экстремумом:

$$f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j) = b_0 + b_{2T}T^2 + b_T T + b_{2\varepsilon}\varepsilon^2 + b_\varepsilon\varepsilon + b_{\varepsilon T}\varepsilon T. \quad (12)$$

Наличие глобального экстремума обусловлено квадратичной формой аппроксимирующей зависимости, а инвариантность по отношению к скорости деформирования  $\dot{\varepsilon}$  в (12) очевидна из анализа диаграмм рекристаллизации (рис. 4).

Неизвестные коэффициенты  $b$  в (12) рассчитаны по экспериментальным данным методом минимизации квадратичных откло-

нений в программном пакете Statistica. Поверхность, аппроксимирующая данные эксперимента в соответствии с зависимостью (12), представлена на рис. 5.

Имеем

$$\frac{\partial f(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}_j)}{\partial T} = 2b_{2T}T + b_T + b_{\varepsilon T}\varepsilon = 0, \quad (13)$$

откуда с учётом значений коэффициентов получим

$$T = -\frac{b_T + b_{\varepsilon T}\varepsilon}{2b_{2T}} = 2,071\varepsilon + 790,4. \quad (14)$$

Зависимость (14) описывает искомые оптимальные значения температур деформирования с ограничениями, полученными в соответствии с зависимостями (9)–(11):

$$\begin{cases} \varepsilon_{кр} = 2,576 + 0,116T - 0,028\dot{\varepsilon} & \text{при } T \leq 850^\circ\text{C}, \\ \varepsilon_{кр} = 85\% & \text{при } T > 850^\circ\text{C}, \\ k_{\dot{\varepsilon}} = 3,233 + 0,254 \cdot 10^{-3} \varepsilon^2 + 0,59 \cdot 10^{-4} \varepsilon T, \\ \varepsilon_{дон} = \varepsilon_{кр} \frac{k_{\dot{\varepsilon}}'}{k_{\dot{\varepsilon}}} \end{cases} \quad (15)$$

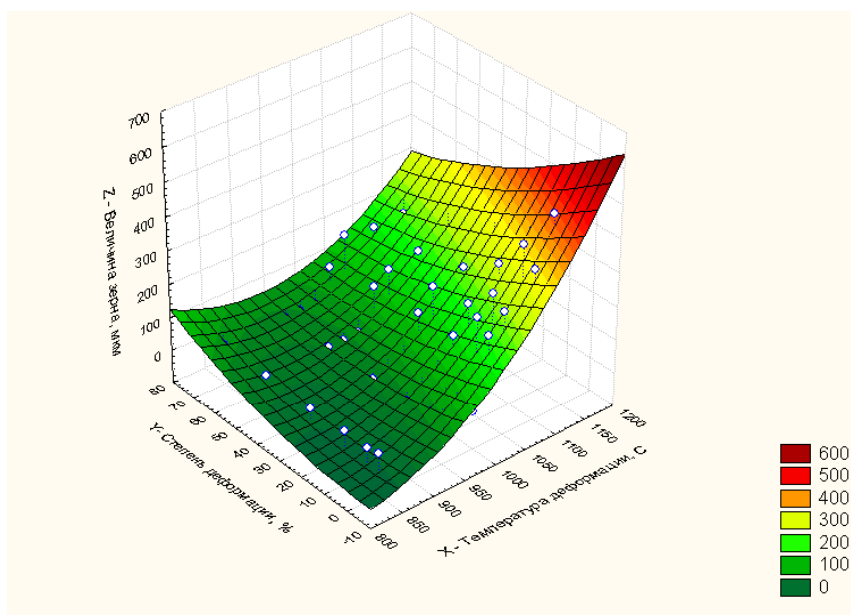


Рис. 5. Аппроксимирующая поверхность отклика величины зерна сплава ВТ9 в зависимости от температуры и степени деформации



Решая (15) относительно температуры, получаем решение оптимизационной задачи в форме (5)-(8) для оптимальной температуры деформирования  $T_{opt} = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$  в виде зависимостей:

$$\begin{cases} T_{opt} = 2,071\varepsilon_{don} + 790,4, \\ T_{don} \geq 8,621 - 22,21\varepsilon_{don} + 0,241\dot{\varepsilon} \text{ при } \varepsilon_{don} < 85\%, \\ T_{don} \geq 950^\circ\text{C при } \varepsilon_{don} \geq 85\%, \\ \varepsilon_{don} = \varepsilon \frac{k'_n}{3,233 + 0,254 \cdot 10^{-3} \varepsilon^2 + 0,59 \cdot 10^{-4} \varepsilon T_{don}}, \\ 800^\circ\text{C} < T_{opt}, T_{don} < 1200^\circ\text{C}. \end{cases} \quad (16)$$

Графическое решение зависимостей (16) при  $k'_n = k_n$  и  $\varepsilon_{don} = \varepsilon$  представлено на рис. 6.

Проведённые исследования позволяют сделать следующие выводы:

1. Поставлена и решена задача определения термомеханических режимов деформирования титановых сплавов при импульсном деформировании на основе математической модели, обобщающей результаты эк-

спериментов по высокоскоростной осадке титановых образцов. Предложенная модель позволяет решить оптимизационную задачу с целевой функцией в виде зависимости размеров микрочерн от температуры деформирования как параметра оптимизации, а также степени и скорости деформаций как ограничивающих параметров.

2. Оптимальные температуры деформирования для титанового сплава ВТ9 для степеней деформации до 50 % лежат в диапазоне 850° - 900°С для любых скоростей деформации в диапазоне  $5 \cdot 10^2 \text{ c}^{-1} - 3 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}$ .

3. При степенях деформации выше 60 % минимально допустимые температуры деформирования для скоростей деформаций выше  $2 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}$  лежат в области выше 910°С.

4. Для скоростей деформирования ниже  $5 \cdot 10^2 \text{ c}^{-1}$  и высоких степеней деформации (70 % и более) оптимальной температурой деформирования можно считать температуру в диапазоне 900°-950°С.

5. Пластичность сплава ВТ9 сильно зависит от скорости деформаций и снижается с её увеличением, однако при температурах деформирования выше 950°С сплав обладает практически неограниченной пластичностью.

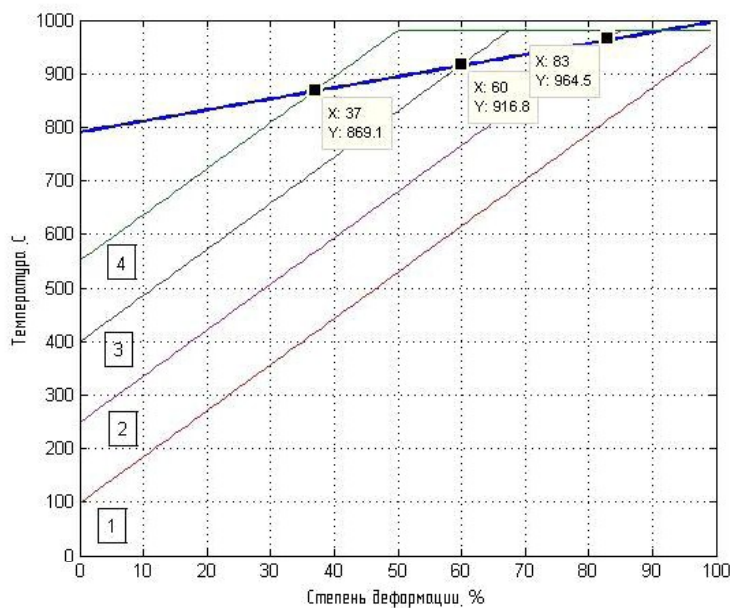


Рис. 6. Зависимость оптимальной температуры деформирования сплава ВТ9 от степени деформации и скорости деформирования. Кривые ограничения минимальной температуры деформирования:

$$1 - \dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^2 \text{ c}^{-1}; 2 - \dot{\varepsilon} = 1,33 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}; 3 - \dot{\varepsilon} = 2,17 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}; 4 - \dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^3 \text{ c}^{-1}$$



**Библиографический список**

1. Кайбышев, О. А. Пластичность и сверхпластичность металлов [Текст] / О. А. Кайбышев. - М.: Metallurgy, 1975.
2. Изготовление точных заготовок деталей высокоскоростным объемным деформированием [Текст] / Матер. совещ. НИАТ. - М.: ЦНИИТЭИлегпром, 1978.
3. Нуриева, С. К. Формирование мелкозернистой структуры в титановых сплавах при горячей деформации в условиях одно- и двухкомпонентного нагружения [Текст]: Автореферат дис. канд. техн. наук / С. К. Нуриева, 2007.

**References**

1. Kajbyshev, O. A. Plasticity and superplasticity of metals [Text] / O. A. Kajbyshev. - Moscow: Metallurgy, 1975.
2. Manufacturing of accurate blanks parts by high-speed cubic strain [Text] / Materials conference NIAT. - M., 1978.
3. Nurieva, S. K. Formation of fine-grained structure in titanium alloys with hot deformation in conditions of one- and two-component loading [Text]: avtoref. ... on a rank cand. tech. sci. / Nurieva S. K., 2007.

**OPTIMIZATION OF THERMOMECHANICAL PARAMETERS OF HIGH SPEED FORGING OF TITANIUM ALLOYS**

© 2011 A. I. Khaimovich, V. A. Mikheyev

Samara State Aerospace University named after academician S. P. Korolyov  
(National Research University)

The solved problem deals with the definition of forging thermomechanical parameters of titanium alloys in conditions of pulse loading. The solution is based on the mathematical model, which generalizes the results of experiments on high-speed upsetting of titanium samples.

*Titanium alloys, extent of deformation, rate of deformation, grain recrystallization diagram, pulse loadings, thermomechanical parameters of deformation.*

**Информация об авторах**

**Хаймович Александр Исаакович**, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры производства двигателей летательных аппаратов Самарского государственного аэрокосмического университета имени академика С. П. Королёва (национального исследовательского университета). E-mail: [kovalek68@mail.ru](mailto:kovalek68@mail.ru). Область научных интересов: технология машиностроения.

**Михеев Владимир Александрович**, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой технологии металлов и авиаматериаловедения Самарского государственного аэрокосмического университета имени академика С. П. Королёва (национального исследовательского университета). E-mail: [vamicheev@rambler.ru](mailto:vamicheev@rambler.ru). Область научных интересов: технология машиностроения.

**Khaimovich Aleksander Isaakovitch**, candidate of technical science, associate professor of the department of aircraft engine production, Samara State Aerospace University named after academician S. P. Korolyov (National Research University), [kovalek68@mail.ru](mailto:kovalek68@mail.ru). Area of research: technology of mechanical engineering.

**Mikheyev Vladimir Alexandrovitch**, doctor of technical science, professor, department of plastic working of metals, Samara State Aerospace University named after academician S. P. Korolyov (National Research University), e-mail: [vamicheev@rambler.ru](mailto:vamicheev@rambler.ru). Area of research: technology of mechanical engineering.