

К ВОПРОСУ РЕЛАКСАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ СТРУКТУРНО- АНАЛИТИЧЕСКОЙ МЕЗОМЕХАНИКИ

Малинин В.Г., Димов А.А., Добарин А.Ю.

Орловский государственный аграрный университет имени Н.В. Парахина, г. Орёл

Ключевые слова: низкотемпературная релаксационная обработка материалов, внутренние пиковые микронапряжения, структурно-аналитическая мезомеханика, микро- мезо- макромасштабные уровни.

Аннотация. Наиболее эффективными способами повышения механических свойств машиностроительных материалов являются способы, основанные на рациональной комбинации теплового и механического воздействия, т.е. упрочняющая механико-термическая обработка металлов (МТО). Особое место среди указанных методов занимает так называемая релаксационная обработка материалов, которая приводит к понижению внутренних пиковых микронапряжений и создает более однородное их распределение под нагрузкой. Значительный экспериментально накопленный опыт МТО и необходимость скорейшего использования его в промышленности требует научно обоснованной оптимизации режимов МТО, что делает весьма актуальным разработку соответствующей теоретической базы.

В настоящем сообщении на основе методов структурно-аналитической мезомеханики предлагается один из возможных аналитических подходов к вопросу об оптимизации режимов низкотемпературной (т.е. дорекристаллизационной) релаксационной обработки металлов в условиях комбинированного термомеханического воздействия на изделие в макроупругой области деформирования.

1.Изменение механических свойств материала в результате программного нагружения в макроупругой области деформирования. Релаксация структурных микронапряжений – процесс микро- и мезомасштабных сдвигов развивается на различных иерархически организованных структурных и масштабных уровнях. Обозначенный фактор определяется подвижностью дислокаций и их комплексов и зависит температурно-временных условий. При различных режимах нагружения релаксация локальных пиковых напряжений может вызвать различные структурные изменения в материале. С одной стороны, в результате релаксации локальных напряжений возможно перераспределение дислокаций, приводящее к более равномерному распределению микронапряжений в теле под нагрузкой, т.е. созданию более упрочненного состояния материала. С другой – не исключено образование под воздействием локальных напряжений очагов, ослабляющих материал, которые при последующем нагружении разупрочняют его. Так, предварительное нагружение закаленной стали (различных марок) до напряжения ниже предела текучести (σ_T) приводит к изменению σ_T . Причем, в зависимости от марки стали и режима релаксационной обработки возможно как уменьшение, так и увеличение предела текучести.

Следует подчеркнуть, что правильно выбранный режим релаксационной обработки позволяет повысить его прочностные характеристики (предел пропорциональности и текучести), не ухудшая при этом пластические свойства

материала, что является одним из весьма важных достоинств указанного метода упрочнения.

Для выбора оптимального режима релаксационной обработки необходима теория деформации, учитывающая изменение микронапряженного состояния в зависимости от условий нагружения.

Как отмечалось в [1,2], в основу разрабатываемых методов структурно-аналитической мезомеханики положен косвенный учет зависимости неоднородного поля микронапряжений от режимов нагружения и учет влияния указанного поля микронапряжений на возникновение и развитие пластической деформации. Варьируя параметрами, контролирующими микронапряженное состояние материала, в рамках указанного подхода можно исследовать изменение важнейшего критерия механических свойств кристаллического тела – сопротивление макропластическому сдвигу, которое физически определяется как напряжение, необходимое для преодоления сопротивления движению дислокаций. Вариация указанных параметров с целью получения максимального в заданных условиях значения сопротивления пластическому сдвигу и представляет физический смысл оптимального упрочнения металла.

2. Параметры неоднородности. В работе [3] показано, что реологические свойства реальных кристаллических материалов определяются закономерностями накопления энергии упругих искажений решетки (скрытой энергии деформации) и законами её диссипации. Известно, что кинетика накопления и релаксации упругих искажений существенно зависит от микроструктурной неоднородности и связанной с этим неоднородности напряженного состояния на микроструктурном уровне. В приближении сплошной среды локализацию энергии упругих искажений и её способность релаксировать будем характеризовать двумя параметрами $J(t)$ и $J_{NL}(t)$ неоднородности состояния кристалла соответствующего масштабного уровня. Первый из них выберем по форме

$$J_{NL}(t) = \int_0^t K_0(\lambda, t-s) [\alpha N_{\sigma_{ij}}(s) + b N_{\sigma_0}(s) + c N_{\lambda}(s)] ds, \quad (1)$$

где $N_{\sigma_{ij}}$, N_{σ_0} , N_{λ} – удельные мощности энергии формоизменения, обусловленные девиаторной и шаровой компонентами внешних напряжений и теплосменами [1,2]; $\lambda = T/T_x$ – относительная характеристическая температура; T – температура испытания; T_x – характеристическая температура, т.е. температура, соответствующая качественному изменению структуры, например, температура рекристаллизации, температура плавления и т.п.; $K_0(\lambda, x)$ – ядро, убывающее с ростом x и возрастающее с увеличением λ , характеризующее скорость релаксации пиковых напряжений; a , b , c – эмпирические постоянные, характеризующие структуру вещества. Подробный анализ $J(t)$ приведен в [1,2]. Для второго параметра, отражающего моментные свойства среды [4], примем уравнение:

$$J_{NL}(t) = \int_0^t \frac{\partial \tau_{NL}}{\partial \omega} K_1(\lambda, t-s) J(s) ds, \quad (2)$$

где ω – угловой параметр, τ_{NL} – компонента касательного напряжения, действующего на площадке с нормалью N в направлении L ; $K_1(\lambda, x)$ – ядро, характеризующее эволюцию моментных структур. В зависимости от выбора

$K_I(\lambda, x)$ интеграл $J_{NL}(t)$ описывает возникновение и диссипацию моментных структур.

3. Взаимодействие структурных несовершенств различных масштабных уровней. На кинетику явлений низшего уровня существенное влияние оказывают процессы, развивающиеся на более высоких структурных уровнях. Генерация и движение носителей деформации в каждом объеме определяются физическими свойствами локальных источников скольжения и поворотов, напряжениями в их окрестности (являющимися суммой напряжений от внешних и внутренних источников) и многими другими обстоятельствами. Следуя [1,2,4] учтем все это в рамках континуального подхода, введя условие текучести на низшем структурном уровне V_I в виде

$$F[\tau_i(t), J(t), J_{NL}(t)] + R_{NL}\beta_{nl} \geq \tau_{nl} + \mu_{nl}. \quad (3)$$

Здесь знак равенства означает условие начала генерации и эволюции структурных несовершенств, а знак неравенства указывает на отсутствие потока пластической дисторсии в локальном пространстве n_i, l_i , F – функция, характеризующая блокировку локальных источников пластической дисторсии полями напряжений; τ_i – интенсивность внешних касательных напряжений; $J(t), J_{NL}(t)$ – параметры неоднородности, характеризующие реологические, в том числе и моментные (J_{NL}), свойства среды; $R_{NL}\beta_{nl}$ – интегро-дифференциальный оператор интенсивности потока пластических дисторсий β_{ij} , аналогичный [1,2] и учитывающий влияние на β_{ij} массоперемещений на рассмотренных структурных уровнях; μ_{nl} – касательное напряжение на площадках с нормалью n_i в направлении l_i , созданное всеми внутренними источниками напряжений.

Способы задания (3) зависят от конкретных задач. Общий прием может состоять в калибровке выражения (3) с помощью соответствующих экспериментов.

4. Исследование влияния режимов нагружения в макроупругой области на механические свойства. Нагружение материала в макроупругой области сопровождается движением структурных несовершенств, т.е. микропластической деформацией, которая может повлиять на макроскопические характеристики. Исследуем влияние различных режимов программированного нагружения образцов в макроупругой области на механические свойства кристаллических материалов.

4.1. Задержка ползучести. Предположим, что образец растягивается с постоянной скоростью нагружения v . Обозначим предел пропорциональности, соответствующий указанной скорости, $\sigma_{np}(v)$. Известно, что если приложить напряжение $\sigma_z < \sigma_{np}(v)$ (превышающее некоторое значение) и далее это растягивающее напряжение $\sigma_z(t)$ держать постоянным, то пластическая деформация образца будет отсутствовать в течении некоторого времени, называемого временем задержки ползучести. Определим время «задержки» ползучести $t_2 - t_1$, где t_2 – время начала пластического течения. В соответствии с (3), учитывая, что в макроупругой области $\beta_{NL} = 0$, условие запаздывания запишем в виде:

$$\begin{aligned} F[\tau_i(t), J(t)] &> \sigma_z / 2 \quad \text{при } t < t_2; \\ F[\tau_i(t), J(t)] &= \sigma_z / 2 \quad \text{при } t = t_2; \end{aligned} \quad (4)$$

Далее выберем характеристическую функцию F в виде [1,2]

$$F[\tau_i(t), J(t)] = p(\lambda) \left[1 + \frac{|J(t) - A(t)|}{1 + J(t)^{1/2} A(t)^{1/2}} J(t)^{1/3} \right], \quad (5)$$

где $A(t) = (3/4)e_1 \tau_i^2$; $K_0(\lambda, x) = e_2(1 - \lambda)x^{-\lambda}$; e_1 и e_2 – константы;

$J(t) = (3/2)e_2 v^2 (2 - \lambda)^{-1} [t^{2-\lambda} - (t - t_1)^{2-\lambda} - (2 - \lambda)t_1(t - t_1)^{1-\lambda}]$ при $t_1 \leq t \leq t_2$.

Вычисленное по (4) с учетом (5) время задержки ползучести $t_2 - t_1$ согласуется с экспериментально наблюдаемым фактом уменьшения $t_2 - t_1$ с ростом температуры и приложенного напряжения.

4.2. Зависимость предела пропорциональности от скорости нагружения.

Произведем одноосное нагружение напряжением σ_z с постоянной скоростью до предела пропорциональности $\sigma_{np} = vt_0$. Из (3) имеем условие пластичности

$$F[\tau_i(t), J(t)] = \sigma_{np} / 2. \quad (6)$$

Подставляя формулу (5) для характеристической функции F в уравнение (6) и учитывая, что параметр неоднородности $J(t)$ из (1) в данном случае равен

$$J(t) = (3/2)e_2 v^2 t^{2-\lambda} (2 - \lambda)^{-1}, \quad (7)$$

получим уравнение для определения предела пропорциональности в зависимости от скорости нагружения; $\sigma_{np}(v)$ для $p=280 \text{ Мпа}$, $\lambda=0,3$ представлена кривой 1 на рис. 1. Точками нанесены данные для железа Армко. Имеется хорошее соответствие теоретических и экспериментальных результатов.

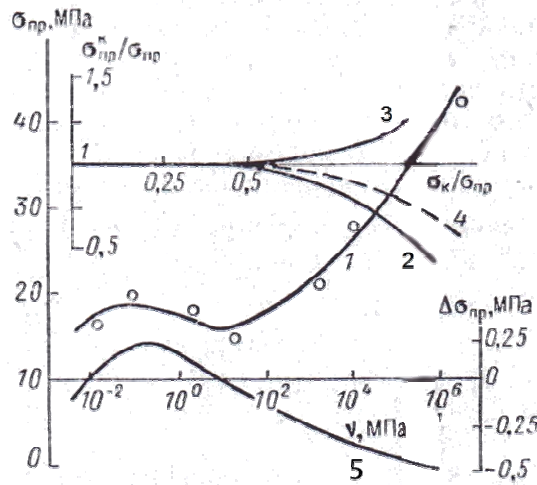


Рис. 1. Влияние режима нагружения на макроскопический предел пропорциональности σ_{np}

1. Теоретическая зависимость σ_{np} от скорости нагружения (точки – экспериментальные данные для железа Армко); 2-4 – зависимости $\sigma_{np}^k / \sigma_{np}$ от уровня и скорости предварительного нагружения для $v=200 \text{ МПа} \cdot \text{с}^{-1}$ (2,3) и $v=2 \cdot 10^5 \text{ МПа} \cdot \text{с}^{-1}$ (4) при $p=400 \text{ Мпа}$, $\lambda = 0,3$ (2) и при $p=100 \text{ Мпа}$, $\lambda=0,5$ (4), 5 – зависимость приращения предела пропорциональности $\Delta \sigma_{np} = \sigma_{np} - \sigma_{np}^k$ от скорости предварительного нагружения.

4.2. Зависимость σ_{np} от уровня и скорости предварительного нагружения в макроупругой области. Будем нагружать образец с постоянной скоростью до некоторого напряжения $\sigma_k = vt_r < \sigma_{np}(v)$, затем разгрузим и вновь

нагрузим его с первоначальной скоростью до предела пропорциональности σ_{np}^k . В результате вычислений имеем

$$J(t) = Dv^2 \begin{cases} t^{2-\lambda}, & 0 \leq t \leq t_k, t_k = t; \\ t^{2-\lambda} - 2(2-\lambda)t_k(t-t_k)^{1-\lambda}, & t_k \leq t \leq t_2; \\ t^{2-\lambda} - 2(2-\lambda)t_k(t-t_k)^{1-\lambda} - (t-2t_k), & t \geq t_k; \end{cases} \quad (8)$$

где $D = (3/2)e_1(2-\lambda)^{-1}$. По формулам (6) и (8) на рис. 1 построены зависимости $\sigma_{np}^k / \sigma_{np}$ от величины σ_k / σ_{np} . Из приведенных графиков видно, что при одном и том же режиме нагружения для неодинаковых p и λ предел пропорциональности σ_{np}^k изменяется совершенно по-разному (кривые 2 и 3). У материалов, отвечающих кривой 3 «тренировка» вызывает упрочнение, а у материалов, соответствующей кривой 2 – разупрочнение. Это полностью согласуется с экспериментами [2]. Кроме того, изменяя скоростной режим, можно получить как упрочнение, так и разупрочнение. Данный эффект отражен кривой 4, отличающийся от кривой 3 только скоростью нагружения.

4.3. Влияние на σ_{np} кратковременных выдержек материала под нагрузкой. Пусть растягивающее напряжение σ_z за время t_1 увеличивают с постоянной скоростью v до заданного уровня $\sigma_z(t_1) < \sigma_{np}$ и до некоторого времени t_2 держат постоянным. Затем образец догружают с первоначальной скоростью до предела пропорциональности σ'_{np} . Параметр $J(t)$ в этом случае имеет вид:

$$J(t) = Dv^2 \begin{cases} t^{2-\lambda}, & 0 \leq t \leq t_1; \\ t^{2-\lambda} - (t-t_1)^{2-\lambda} - (2-\lambda)t_1(t-t_1)^{1-\lambda}, & t_1 \leq t \leq t_2; \\ t^{2-\lambda} - (t-t_1)^{2-\lambda} + (t-t_2)^{2-\lambda} - (2-\lambda)t_1[(t-t_1)^{1-\lambda} - (t-t_2)^{-\lambda}], & t \geq t_2. \end{cases}$$

Кривая 5 на рис.1 показывает зависимость приращения предела пропорциональности $\Delta_{np} = \sigma_{np}\sigma'_{np}$ от скорости нагружения для $t_2-t_1=10$ мин, $\sigma_z=200$ МПа, $p=100$ Мпа, $\lambda=0,5$.

Заключение. Приведенные результаты позволяют отметить существенное влияние различных режимов нагружения материала в макроупругой области на изменение механических свойств. Последнее контролируется процессами локализации и релаксации энергии структурных концентраторов. Как показали выполненные теоретические и экспериментальные исследования, для успешного применения релаксационной обработки в названных условиях целесообразно использовать методы структурно-аналитической мезомеханики дополняя их методиками непрерывной диагностики процессов перераспределения энергий структурных концентраторов в реальных изделиях, основанными на регистрации параметров собственного магнитного поля рассеяния.

Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. – СПб.: Наука, 1993. – 471с.

2. Голенков В.А., Малинин В.Г., Малинина Н.А. Структурно-аналитическая мезомеханика и её приложения. – М.: Машиностроение, 2009. – 635с.
3. Большанина М.А., Панин В.Е. Скрытая энергия деформации // Исследования по физике твердого тела. – М., 1957. – С. 193-233.
4. Лихачев В.А., Волков А.Е., Шудегов В.Е. Континуальная теория дефектов (структурно-аналитическая механика материалов). – Л.: Изд-во Ленинградского ун-та, 1986. – 232с.

Сведения об авторах:

Малинин Владислав Георгиевич – д.ф-м.н., профессор, Орловский ГАУ, г.Орёл;
Димов Алексей Александрович – инженер-конструктор, Орловский ГАУ, г.Орёл;
Добарин Александр Юрьевич – аспирант, Орловский ГАУ, г.Орёл.

ON THE ISSUE OF RELAXATION PROCESSING OF ENGINEERING PRODUCTS BASED ON THE METHODS OF STRUCTURAL-ANALYTICAL MESOMECHANICS

Malinin V.G., Dimov A.A., Dobarin A.Y.

Keywords: low-temperature relaxation treatment of materials, internal peak microstresses, structural analytical mesomechanics, micro- meso- and macroscales.

Abstract. The most effective ways to improve the mechanical properties of engineering materials are methods, based on a rational combination of thermal and mechanical effects. A special place among these methods is occupied by relaxation processing of materials. It reduces internal peak microstresses and creates a homogeneous allocation of microstresses under load. Numerous experiments of mechanical-thermal treatment of metals and the necessity for its use in industry requires a scientifically based optimization of mechanical-thermal treatment. This makes the development of the theory of mechanical-thermal treatment relevant.

In this report, we propose a possible theoretical approach to the optimization of low-temperature relaxation treatment of metals under the conditions of combined thermomechanical influence in the macroelastic deformation zone based on the methods of structural-analytical mesomechanics

References

1. Likhachev V.A., Malinin V.G. Structural and analytical theory of strength. – SPb .: Nauka, 1993. – 471p.
2. Golenkov V.A., Malinin V.G., Malinina N.A. Structural and analytical mesomechanics and its applications. – М.: Mashinostroenie, 2009. – 635p.
3. Bolsanina M.A., Panin V.E. Latent strain energy // Studies in Solid State Physics. М., 1957. – P. 193-233.
4. Likhachev V.A., Volkov A.E., Shudegov V.E. Continual theory of defects (structural-analytical mechanics of materials). – L.: Publishing house of Leningrad University, 1986. – 232p.