

УДК 539.3

РОЛЬ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОЦЕНКЕ РЕСУРСА ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ

Бречко Т., Кусь К.

Варминско-Мазурский Университет, Ольштын, Польша
e-mail: tbrek@uwm.edu.pl

В предлагаемой публикации сделали попытку оценки остаточного упругого поля в аустените, как фактора, определяющего затухание эффекта памяти формы в нитиноле. Экспериментально и компьютерным моделированием показали, что неполное восстановление формы при многократной реализации одностороннего эффекта памяти формы связано с накоплением упругого поля дефектов на структурном микроуровне.

Введение

Эксперимент показывает, что эффект памяти формы (ЭПФ) в процессе эксплуатации в сплавах с ЭПФ постепенно затухает и часто перестаёт проявляться задолго до разрушения сплава. Поэтому ресурс работы этих сплавов определяется не появлением микротрещин, ведущих к разрушению, а уменьшением и исчезновением их функциональных свойств. Это может быть связано с генерацией дефектов и их эволюцией в процессе многократных мартенситных превращений.

Целью нашей работы является исследование эволюции упругого поля дефектов в процессе многократного мартенситного превращения в равноатомном сплаве TiNi. Исследования проводили на структурном микроуровне, используя рентгеновский метод, который позволяет отличить мартенсит от аустенита.

1. Эксперимент

Балку из нитинола охлаждали до мартенситного состояния и изгибали, затем подогрели до аустенитного состояния. В процессе подогрева балка выпрямлялась, принимая изначальную форму. Такую термомеханическую нагрузку осуществляли циклически. На рис. 1 и 2 представлены дифрактограммы нитинола, снятые в мартенситном и аустенином состояниях.

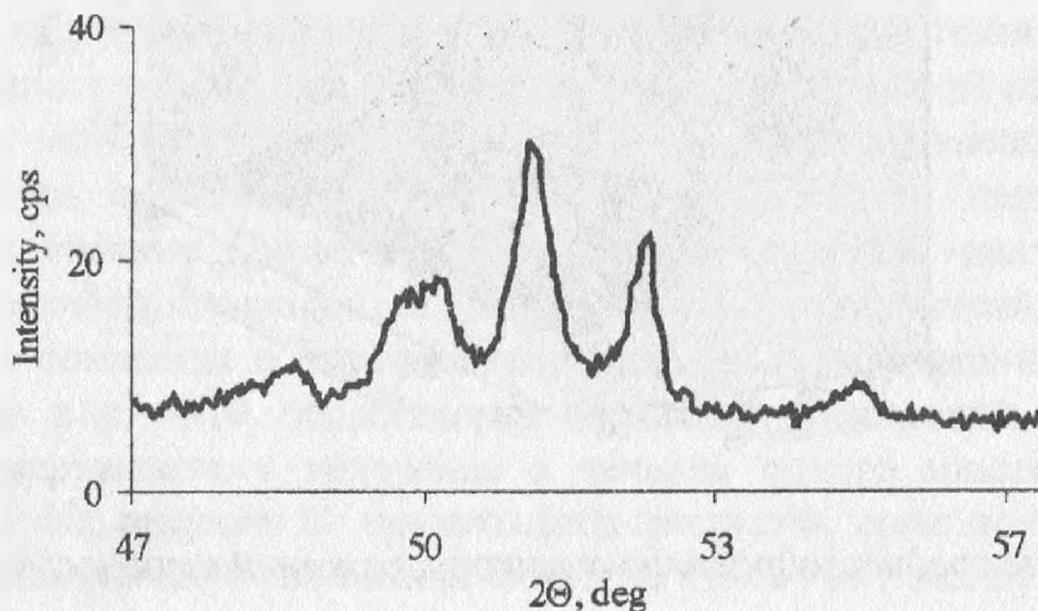


Рис. 1. Участок дифрактограммы мартенсита.

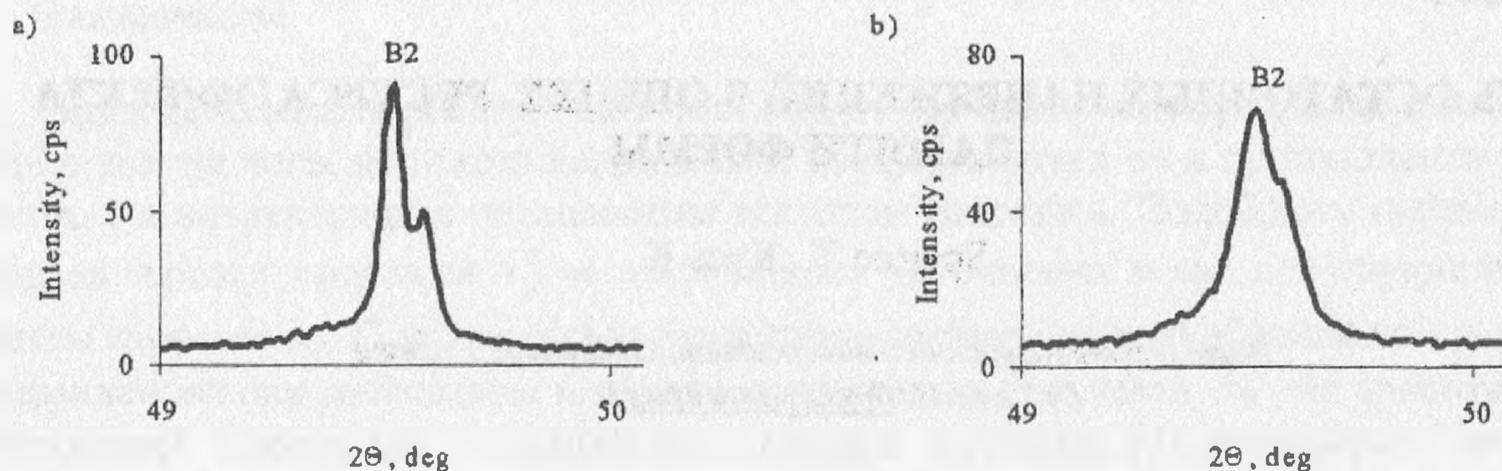


Рис. 2. Линия 111 аустенита: (а) - после отжига; (б) - после 50 циклов термо-механической нагрузки.

Аустенитное состояние являлось в нашем эксперименте исходным и ввиду высокой симметрии аустенита было удобным для измерения среднеквадратичных микроискажений и величины когерентных блоков. На рис. 3 и 4 представлены результаты эксперимента. На рис. 4 представлено изменение среднеквадратичных микроискажений, зависящих от базовой длины в функции числа циклов термо-механической нагрузки. На рис. 5 представлена величина когерентных блоков в функции числа циклов нагрузки. Характерно, что по мере роста числа циклов нагрузки среднеквадратичные микронапряжения после первых циклов нагрузки резко увеличиваются, а потом стабилизируются. Величина когерентных блоков ведёт себя наоборот, т.е. вначале циклической нагрузки стремительно падает, затем стабилизируется.

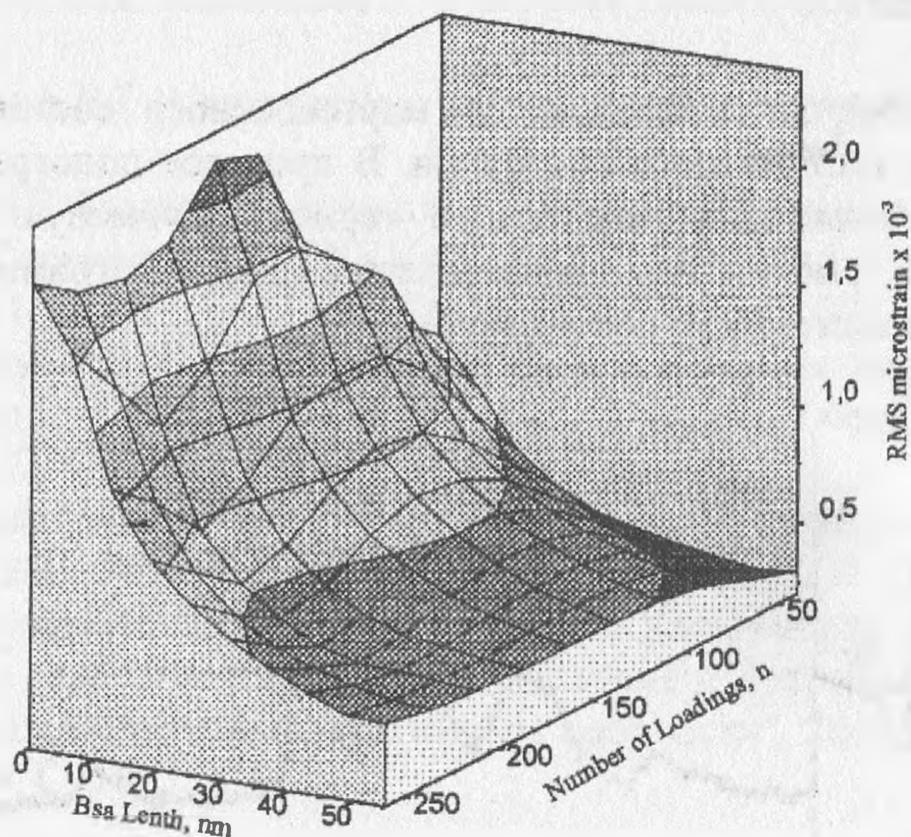


Рис. 3. Изменение среднеквадратичных микроискажений в процессе нагрузки.

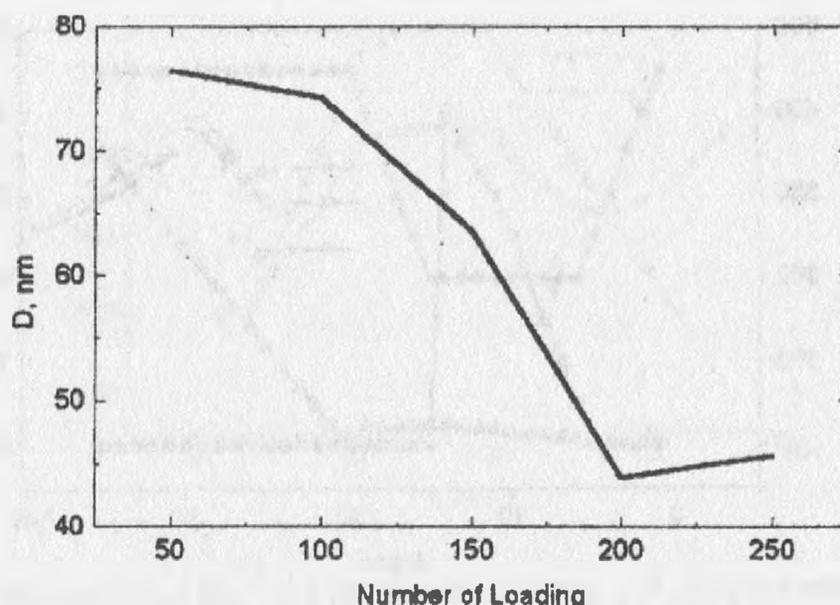


Рис. 4. Изменение величины когерентных блоков в процессе нагрузки.

2. Математическая модель

В основе численного моделирования использовали структурно-аналитическую теорию прочности [1] и результаты экспериментальных исследований эволюции остаточных упругих полей, вызванных мартенситным превращением в сталях типа 18.8 [2]. Следует отметить, что применяемая модель не учитывает статистического характера гистерезиса превращения.

3. Результаты расчёта

Суммарные внутренние напряжения рассчитали для равноатомного TiNi, принимая следующие значения постоянных: $A_p = 1 \cdot 10^{-3}$ МПа⁻¹; $\tau_{31}^p = 150$ МПа; $\nu_1 = 0.3$; $\nu_2 = 0.35$; $E_1 = 8 \cdot 10^4$ МПа; $E_2 = 7 \cdot 10^4$ МПа; $\tau_{31}^l = 200$ МПа; $\sigma_{31} = 1 \cdot 10^{-5}$; $A_t = 1 \cdot 10^{-5}$ МПа⁻¹; $T_0 = 353$ К; $q_0 = 150$ МДж·м⁻³; $M_f = 303$ К; $M_s = 333$ К; $A_s = 373$ К; $A_f = 403$ К; $w = 100$ кДж·моль⁻¹; $k = 0.1$. Компоненты симметричной матрицы D_{ij} определили экспериментально ($D_{11} = -3.013 \cdot 10^{-3}$; $D_{22} = -2.129 \cdot 10^{-1}$; $D_{33} = 8.197 \cdot 10^{-1}$; $D_{13} = 4.975 \cdot 10^{-2}$; $D_{12} = 0$; $D_{23} = 0$). Поле остаточных напряжений рассчитали в условиях сложной внешней термо-механической циклической нагрузки: изгиб с одновременным изменением температуры [3].

Изменение температуры в процессе термомеханической нагрузки представлено на рис.5. При значении температуры 200 К прикладывали внешнюю нагрузку. После снятия нагрузки повышали температуру до 450 К, что переводило материал в аустенитное состояние. Циклическая нагрузка повторялась многократно, что и было заложено в расчётную модель. В расчётном алгоритме учтено, что двойникование происходит в основном в мартенситной фазе, а дислокационная пластичность – в аустените. На рис. 8-10 представлена эволюция физических полей и объёмного содержания мартенсита в материале в течение одного цикла термомеханической нагрузки [3]. На рисунке 11 представлена эволюция поля остаточных напряжений, вызванная циклической термомеханической нагрузкой нитинола [3].

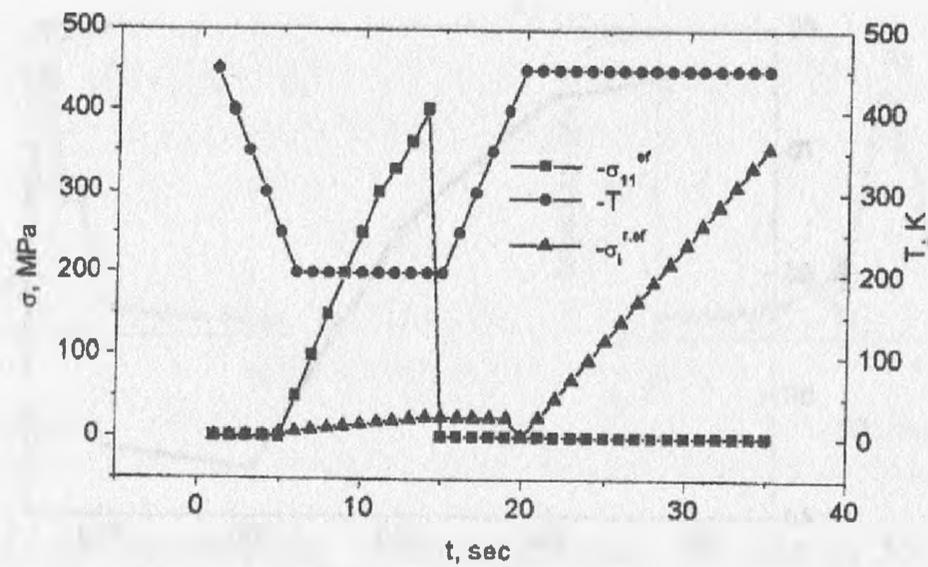


Рис. 5. Изменение внешней термомеханической нагрузки и интенсивности рассчитанных остаточных напряжений от времени в течение одного цикла нагрузки.

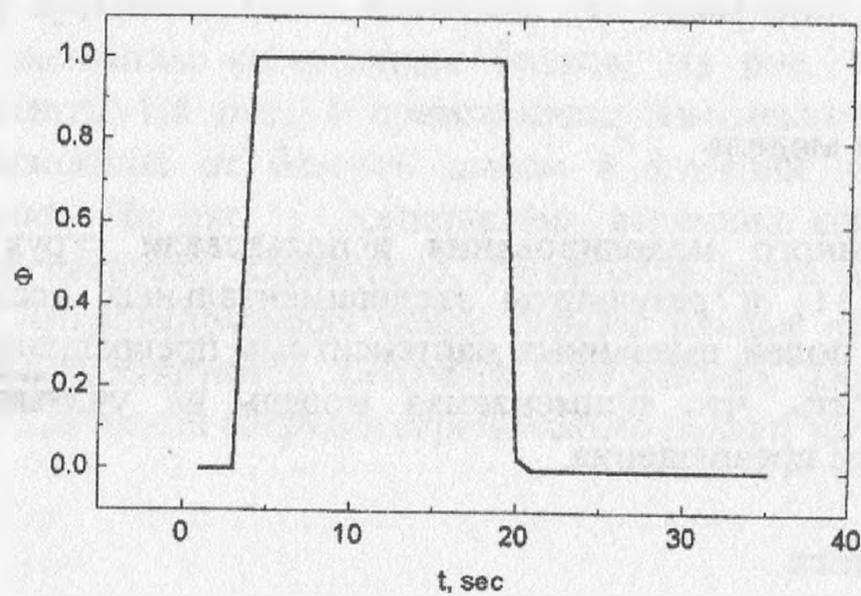


Рис. 6. Изменение объема мартенсита в процессе термомеханической нагрузки в функции времени.

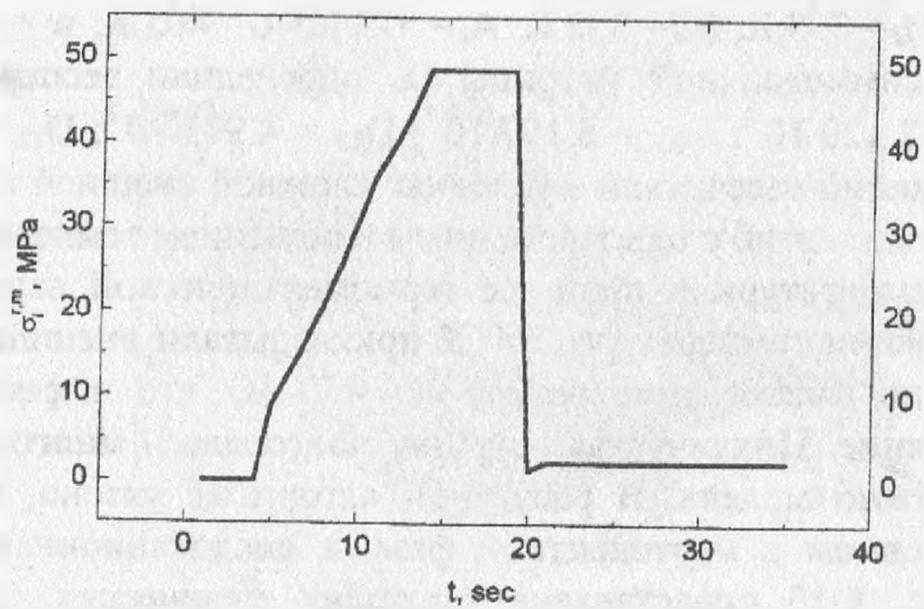


Рис. 7. Изменение во времени интенсивности остаточных напряжений в мартенсите.

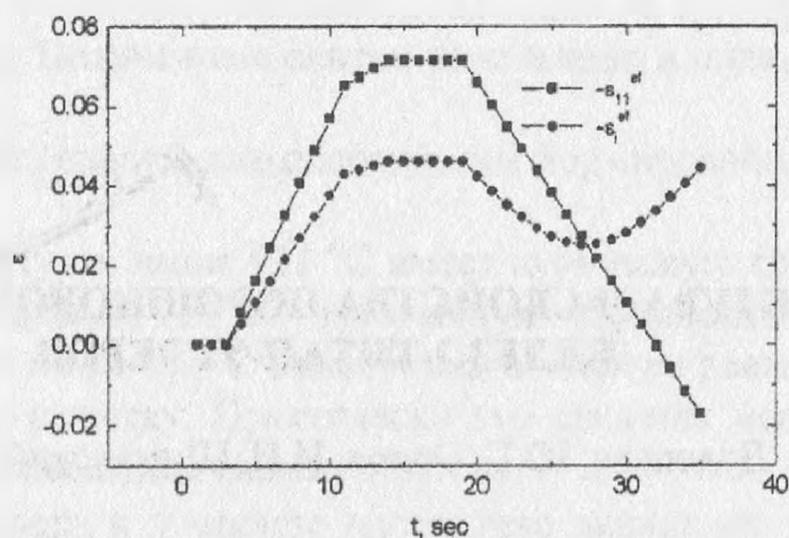


Рис. 8. Изменение компоненты ϵ_{11}^{ef} и интенсивности ϵ_i^{ef} эффективных деформаций во времени.

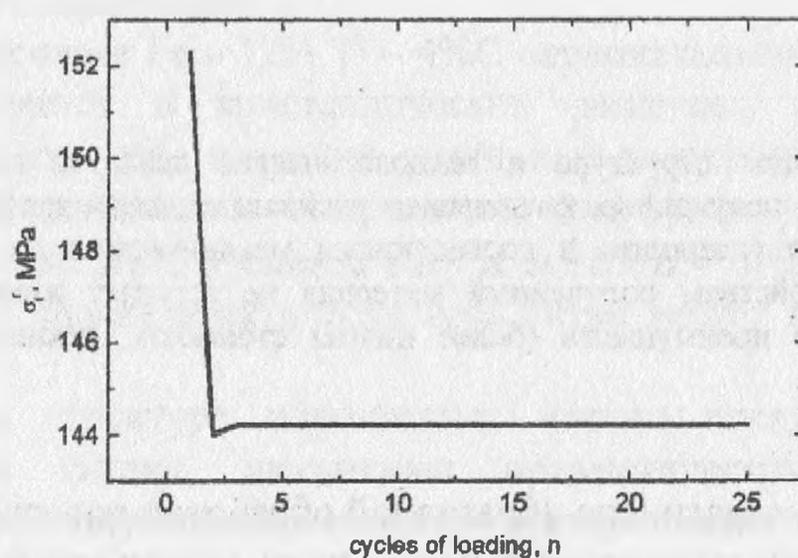


Рис. 9. Изменение интенсивности остаточных напряжений в функции циклической нагрузки.

Из представленных экспериментальных и расчётных результатов следует, что в исследуемом нитиноле многократная мартенситная реакция приводит к накоплению дефектов кристаллического строения. Этот эффект проявляется в росте среднеквадратичных микроискажений (рис.3.) и уменьшении величины когерентных блоков (рис.4.). Представленные на рис. 6-9 результаты расчёта подтверждаются экспериментально в течение цикла нагрузки. Результаты эксперимента представленные на рис. 3 качественно совпадают с представленными на рис. 9 результатами расчёта. Экспериментально в начальных циклах нагрузки наблюдаются значительные изменения среднеквадратичных микроискажений (рис.3), что и подтверждают результаты моделирования (рис. 9).

Список литературы

1. В. А. Лихачёв, В.Г. Малинин, Структурно - аналитическая теория прочности, Санкт-Петербург, : Наука, 1993, 471 с.
2. T. Breczko, Odkształcenia plastyczne polikryształów, Wyd. Polit. Białostockiej, Białystok 1989.
3. T. Breczko and K. Kus, Experimental study and computer simulation of changes in the residual stresses of structure defects in the shape memory alloys, Proceedings of SPIE (in press).